

TESIS CARRERA DE DOCTORADO EN CIENCIAS DE
LA INGENIERÍA

**CARACTERIZACIÓN MECÁNICA Y
MICROESTRUCTURAL DE DAÑO POR FRETTING EN
MATERIALES PARA TUBOS DE GENERADORES DE
VAPOR**

Sergio Raúl Soria
Doctorando

Dr. Alejandro Yawny
Director

Dr. Alfredo Tolley
Co-director

Miembros del Jurado

Dra. Sonia Brühl
Dr. Ricardo Carranza
Dr. Francisco Lovey
Dr. Nicolás Silin
Dr. Hugo Soul

Marzo de 2018

División Física de Metales - Centro Atómico Bariloche

Instituto Balseiro
Universidad Nacional de Cuyo
Comisión Nacional de Energía Atómica
Argentina

A mi Familia

A Mili

*“El cambio significa movimiento.
El movimiento significa fricción.
Solo en el vacío de un inexistente
mundo abstracto es posible que
ocurra el cambio sin la fricción
abrasiva del conflicto.”*

Saul Alinsky.

La economía del cedro. Carlos Júlío. 2012.

Índice de símbolos, abreviaturas y definiciones

Sigla/Símbolo. Descripción

AISI: Instituto Americano del Hierro y el Acero (*American Iron and Steel Institute*).

ASME: Sociedad Americana de ingenieros Mecánicos (*American Society of Mechanical Engineers*).

ASTM: Sociedad Americana de Materiales y Ensayos (*American Society for Testing and Materials*).

BAV: Barra anti-vibración.

BCC: Estructura cristalina cúbica centrada en el cuerpo (*Body-Centered Cubic*).

BEC: Barra de elemento combustible.

BF: Condición de campo claro (*Bright Field*).

BSE: Electrones retrodispersados (*Back-Scattered Electrons*).

BWR: Reactor de agua en ebullición (*Boiling Water Reactor*).

CAB: Centro Atómico Bariloche.

CANDU: Reactor PHWR de diseño canadiense (*CANada Deuterium Uranium*).

CAREM: Central ARgentina de Elementos Modulares.

C.C.: Comportamiento de fricción coulombiano.

CL: Capa compuesta o *glaze layer* (*Composite Layer*).

C.N.C.: Comportamiento de fricción no coulombiano.

- COF:** Coeficiente de fricción (*Coefficient of Friction*).
- DF:** Condición de campo oscuro (*Dark Field*).
- DIN:** Instituto Alemán de Normalización (*Deutsches Institut für Normung*).
- EDS:** Espectroscopía de rayos X dispersiva en energía (*Energy-Dispersive X-ray Spectroscopy*).
- EDP:** Patrón de difracción de electrones (*Electron Diffraction Pattern*).
- FC:** Corrosión por fretting (*Fretting Corrosion*).
- FCC:** Estructura cristalina cúbica centrada en las caras (*Faced-Centered Cubic*).
- FF:** Fretting fatiga (*Fretting Fatigue*).
- FIV:** Vibración inducida por flujo (*Flow Induced Vibration*).
- FW:** Desgaste por fretting (*Fretting Wear*).
- GV:** Generador de vapor.
- GSR:** Régimen de deslizamiento total (*Gross Slip Regimen*).
- HB:** Dureza Brinell (*Hardness Brinell*).
- HRTEM:** Microscopía electrónica de transmisión de alta resolución (*High Resolution TEM*).
- HV:** Dureza Vickers (*Hardness Vickers*).
- I 600:** Aleación 600 o Inconel 600.
- I 690:** Aleación 690 o Inconel 690.
- I 800:** Aleación 800 o Incoloy 600.
- IAEA:** Organismo Internacional de Energía Atómica (*International Atomic Energy Agency*).
- LM:** Microscopía óptica (*Light Microscopy*). Microscopio óptico.
- L.P.:** Liberación o eyección de los *debris* retenidos en el contacto durante el ensayo.
- LVDT:** Transformador diferencial variable lineal (*Linear Variable Differential Transformer*).

MFR: Régimen mixto de fretting (*Mixed Fretting Regimen*).

MML: Capa mezclada mecánicamente (*Mechanically Mixed Layer*).

MRFM: Mapa de fretting de la respuesta del material (*Material Response Fretting Map*).

OP: Perfilometría óptica (*Optical Profilometry*). Perfilómetro óptico.

PHWR: Reactor de agua pesada presurizada (*Pressurized Heavy Water Reactor*).

PSR: Régimen de deslizamiento parcial (*Partial Slip Regimen*).

PWR: Reactor de agua presurizada (*Pressurized Water Reactor*).

RCFM: Mapa de regímenes de fretting de las condiciones de servicio (*Running Condition Fretting Map*).

SCC: Corrosión bajo tensión (*Stress Corrosion Cracking*).

SE: Electrones secundarios (*Secondary Electrons*).

SEM: Microscopía electrónica de barrido (*Scanning Electron Microscopy*). Microscopio electrónico de barrido.

TEM: Microscopía electrónica de transmisión (*Transmission Electron Microscopy*). Microscopio electrónico de transmisión.

TGV: Tubo de generador de vapor.

TL: Capa de transferencia (*Transfer Layer*).

a : Radio del área de contacto hertziano.

A : Área del *scar*.

b : En el fleje de carga, ancho del fleje.

c : Radio desde centro del contacto al límite entre las regiones de adherencia y deslizamiento.

δ : Amplitud de desplazamiento relativo impuesto.

D : Desplazamiento instantáneo impuesto entre dos superficies en contacto.

D_{prom} : Diámetro promedio del *scar*.

D_R : Desplazamiento relativo que experimentan dos superficies en contacto.

E : Módulo de Young.

E^* : Módulo de Young equivalente del contacto.

f : Frecuencia del movimiento alternativo impuesto.

h : Máxima profundidad de material removido.

H : Dureza.

I : Momento de inercia del área.

k : Coeficiente de desgaste (adimensional).

K : Coeficiente de desgaste basado en la ecuación de Archard (Pa^{-1} ó $\text{mm}^3 \text{N}^{-1} \text{m}^{-1}$).

K_c : Rigidez tangencial de contacto.

K_{disp} : Rigidez tangencial del dispositivo de ensayos.

k_f : Rigidez del fleje de carga.

K_T : Rigidez tangencial de contacto determinada experimentalmente, igual a la suma de K_c y K_{disp} .

l : En el fleje de carga, distancia del extremo empotrado al punto de aplicación de la carga.

L : En el fleje de carga, distancia del extremo empotrado al extremo libre.

ν : Coeficiente de Poisson.

N : Número de ciclos en un ensayo.

$p(x)$: Campo de presiones normales a una superficie en el contacto.

p_0 : Presión de contacto máxima.

p_m : Presión de contacto media.

P : Fuerza o carga normal de contacto.

P_{er} : Perímetro del *scar*.

$q(x)$: Campo de tensiones tangenciales por fricción.

Q : Fuerza tangencial de contacto o fuerza de fricción.

R : Radio de un cilindro o esfera. Radio de curvatura reducido de dos superficies curvas en contacto.

R_a : Rugosidad media o promedio.

R_q : Rugosidad media cuadrática.

S : Distancia total del deslizamiento.

σ_{fatiga} : Tensión cíclica aplicada a la muestra durante un ensayo de FF.

σ_y : Tensión límite de fluencia.

σ_{UTS} : Tensión máxima o última.

t : En el fleje de carga, espesor del fleje.

V : Volumen removido por desgaste.

Debris: Material removido entre las superficies en contacto por el roce, el cual puede desprenderse de la zona de contacto (*scar*) o quedar retenido en la misma.

Fretting: Fenómeno de daño originado por la presencia de un movimiento relativo oscilatorio, de pequeña amplitud, entre dos superficies en contacto.

Gross slip: Deslizamiento global. Condición de contacto bajo la cuál toda la zona de contacto (*scar*) presenta un deslizamiento relativo respecto a la otra superficie.

Partial slip: Deslizamiento parcial. Condición de contacto bajo la cuál existen en la zona de contacto (*scar*) regiones que permanecen adheridas junto a otras que presentan un deslizamiento relativo respecto a la otra superficie.

Scar: Zona de contacto. Región de la superficie dañada durante el deslizamiento relativo debido al contacto.

Stick: Adherencia. Condición de contacto bajo la cuál no existe un deslizamiento relativo en la zona de contacto (*scar*).

Índice de contenidos

Índice de símbolos, abreviaturas y definiciones	v
Índice de contenidos	xi
Resumen	xvii
Abstract	xix
1. Introducción general	1
1.1. El <i>fretting</i> como mecanismo de daño	1
1.2. Daño por <i>fretting</i> en generadores de vapor de la industria nuclear . . .	3
1.3. <i>Debris</i> y daño por <i>fretting</i> en el área nuclear	6
1.4. Motivación y objetivos	8
1.5. Estructura de la Tesis	8
2. Marco teórico	11
2.1. Fundamentos de tribología	11
2.1.1. Origen de la fricción	11
2.1.2. Coeficiente de fricción COF	13
2.1.3. Mecanismos de desgaste	14
2.1.4. Coeficiente de desgaste K	15

2.2. Fundamentos de mecánica de contacto	16
2.2.1. Contacto Hertziano	17
2.2.2. Contacto con deslizamiento relativo	18
2.2.3. Contacto con micro-deslizamiento	20
2.2.4. Contacto con micro-deslizamiento y plasticidad	21
2.3. Diferencias entre daño por fretting y por deslizamiento recíprocante . .	22
2.4. Mapas de <i>fretting</i>	23
2.4.1. Condiciones de contacto	24
2.4.2. Regímenes de <i>fretting</i>	25
2.5. Influencia de los <i>debris</i> en el daño por <i>fretting</i>	28
2.6. Resumen del capítulo	31
3. Materiales y métodos experimentales	33
3.1. Materiales estudiados	33
3.2. Tipos de ensayos de <i>fretting</i> a utilizar	36
3.3. Partes de un dispositivo de ensayos de <i>fretting</i>	37
3.4. Dispositivos de ensayos	38
3.4.1. Actuador y transductores	38
3.4.2. Desplazamiento impuesto y desplazamiento experimentado en el contacto	38
3.4.3. Dispositivo de aplicación de la carga P	39
3.4.4. Configuraciones de ensayo	40
3.5. Técnicas de caracterización utilizadas	42
3.5.1. Microscopía óptica (LM)	42
3.5.2. Microscopía electrónica de barrido (SEM)	44

3.5.3. Microscopía electrónica de transmisión (TEM)	45
3.5.4. Perfilometría óptica (OP)	46
3.6. Preparación de muestras para su caracterización posterior al ensayo . .	46
3.6.1. Análisis del daño superficial	48
3.6.2. Análisis de los <i>debris</i>	48
3.6.3. Determinación del volumen de material desprendido	49
3.7. Resumen del capítulo	50
4. Efectos de la amplitud de desplazamiento y la composición del patín en el daño por <i>fretting</i>	53
4.1. Efectos de la amplitud de desplazamiento en el daño por <i>fretting</i> en el par I 800/AISI 304	53
4.1.1. Evolución del coeficiente de desgaste K	54
4.1.2. Capas superficiales formadas y origen de las ondulaciones en las mismas	58
4.1.3. Caracterización de los <i>debris</i> desprendidos	62
4.1.4. <i>Debris</i> y su evolución durante el proceso de <i>fretting</i>	65
4.1.5. Relación entre los <i>debris</i> y el mecanismo de desgaste	67
4.2. Efectos del cambio en la composición del patin en el daño por <i>fretting</i> en TGVs de I 800	69
4.2.1. Cambios en el daño superficial.	70
4.2.2. Cambios en el mecanismo de desgaste.	74
4.2.3. Diferencias en el coeficiente K para los diferentes pares de ma- teriales	78
4.2.4. Análisis de los <i>debris</i> desprendidos	80
4.2.5. <i>Debris</i> y su efecto en el cambio del mecanismo de desgaste. . . .	83
4.3. Conclusiones parciales.	84

5. Mapas de <i>fretting</i> para el par I 800/AISI 304L	87
5.1. Condiciones de ensayo y determinación de los RCFM	87
5.2. Régimen PSR	89
5.2.1. Mecanismos de degradación en PSR	93
5.3. Régimen MFR	93
5.3.1. Mecanismos de fisuración y desgaste	98
5.3.2. Capas superficiales formadas	99
5.4. Evolución desde MFR a GSR	103
5.4.1. Capas superficiales formadas	107
5.5. Régimen GSR	110
5.5.1. Capas superficiales formadas	113
5.5.2. Estudio del material desprendido	114
5.6. Evolución del daño por <i>fretting</i> y determinación de los MRFM	116
5.6.1. Región sin daño ó <i>no damage</i>	118
5.6.2. Región de daño por desgaste ó <i>wear damage</i>	119
5.6.3. Comparación entre los valores de <i>K</i> calculados y los hallados en la literatura	121
5.7. Conclusiones parciales	122
6. Mapas de <i>fretting</i> para el par I 800/AISI 420	125
6.1. Condiciones de ensayo y determinación de los RCFM	125
6.2. Régimen PSR	127
6.2.1. Mecanismos de degradación en PSR	128
6.3. Régimen MFR	129
6.3.1. Efectos de la deformación plástica durante la condición de <i>partial slip</i>	131

6.3.2. Mecanismos de degradación en MFR	132
6.3.3. Capas superficiales formadas	133
6.4. Evolución de MFR a GSR	137
6.4.1. Capas superficiales formadas	139
6.5. Régimen GSR	141
6.5.1. Diferencias en el COF según el modo de calcularlo	143
6.5.2. Capas superficiales formadas	144
6.5.3. Estudio del material desprendido	145
6.5.4. Diferencias entre los <i>debris</i> encontrados al utilizar AISI 1060, AISI 304L y AISI 420	148
6.6. Evolución del daño por <i>fretting</i> y determinación de los MRFM	149
6.6.1. Región sin daño	149
6.6.2. Región de daño por desgaste	150
6.6.3. Diferencias entre el desgaste en los pares I 800/AISI 304L e I 800/AISI 420	154
6.7. Conclusiones parciales	156
7. Efectos de otras variables en el daño por <i>fretting</i> de TGVs y estima- ción de la vida útil del componente	159
7.1. Repetitividad de los ensayos	159
7.2. Cambios en el daño por <i>fretting</i> debido al medio ambiente	162
7.2.1. Daño por desgaste	163
7.2.2. Daño por corrosión	167
7.2.3. Formación de burbujas alrededor del <i>scar</i>	169
7.3. Comparación del comportamiento de <i>fretting</i> en TGVs de I 800 e I 690	171
7.4. Evolución en el daño con el número de ciclos para diferentes regímenes	176

7.4.1. Cambios para ensayos en agua	180
7.5. Estimación de la vida útil del componente	185
7.6. Conclusiones parciales	186
8. Conclusiones generales	189
A. Certificados de los materiales utilizados	193
B. Revisión de los dispositivos de <i>fretting</i> utilizados y calibración del dispositivo de carga	197
B.1. Actuadores comúnmente utilizados	197
B.2. Medición del desplazamiento	199
B.3. Aplicación de la carga de contacto P	200
B.4. Medición de las fuerzas Q y P	201
B.5. Calibración del fleje de carga	201
C. Cargas y desplazamiento presentes en los TGVs nucleares	205
Bibliografía	207
Publicaciones asociadas	221
Agradecimientos	223

Resumen

En esta tesis se realizó la caracterización mecánica y microestructural del daño por *fretting* en tubos de generadores de vapor (TGVs) de la industria nuclear. Se estudiaron tubos de Incoloy 800 (I 800) e Inconel 690 (I 690) en contacto con distintos aceros inoxidables que comúnmente son utilizados en la fabricación de las placas soporte en un generador de vapor. Para ello, se desarrolló un dispositivo para realizar los ensayos.

En los primeros estudios sobre I 800 se evaluó la influencia de un aumento en la amplitud de desplazamiento relativo δ a carga normal constante P así como la influencia de la composición química del material en contacto con el TGV a δ y P constantes. Se halló que las capas de *debris* compactados sobre las superficies en contacto son diferentes para distintas δ así como la estructura cristalina de los *debris* desprendidos del contacto. La naturaleza de dichos *debris* tiene un fuerte influencia en el mecanismo de desgaste presente. A su vez, un cambio en la composición química de los materiales en contacto lleva a un cambio en el mecanismo principal de desgaste y la estructura cristalina de los *debris* desprendidos.

Se realizaron estudios sistemáticos para determinar los mapas de las condiciones de *fretting* en funcionamiento (*Running Condition Fretting Map*, RCFM) y los mapas de *fretting* de la respuesta de material (*Material Response Fretting Map*, MRFM) en aire a temperatura ambiente, en TGVs de I 800 en contacto AISI 304L y AISI 420. En el RCFM se presentaron los tres regímenes de *fretting*: régimen de deslizamiento parcial (*Partial Slip Regime*, PSR), régimen de *fretting* mixto (*Mixed Fretting Regime*, MFR) y régimen de deslizamiento total (*Gross Slip Regime*, GSR). A su vez, el MRFM presentó solos dos regiones: la región sin daño y la de daño por desgaste. Para las cargas de contacto típicas en los TGVs, no se observó la formación temprana de fisuras. No se presentaron cambios en los mapas ni en el material desprendido al cambiar de AISI 304L a AISI 420.

Por último, se analizaron los cambios que generan otras variables del proceso en el daño por *fretting*. En particular, se estudio la repetitividad de los ensayos con el

dispositivo utilizado, se comparó el daño al cambiar el material del TGV de I 800 a I 690 y se evaluó el cambio en el daño bajo distintos regímenes de *fretting* ante diferente número de ciclos. Además, se compararon los resultados obtenidos de ensayos a temperatura ambiente en aire y en agua destilada. Por último, se estimó el tiempo de vida útil del TGV, en millones de ciclos, en base a los resultados obtenidos para los diferentes pares de materiales.

Palabras clave: DAÑO POR FRETTING, TUBOS DE GENERADORES DE VA-
POR, ENSAYOS MECÁNICOS, TEM, SEM

Abstract

In this thesis, the mechanical and microstructural characterization of the fretting damage in the steam generator tubes (SGT) of the nuclear industry was carried out. Incoloy 800 (I 800) and Inconel 690 (I 690) tubes were studied in contact with different stainless steels that are commonly used in the manufacture of support plates in the steam generator. To this end, a test rig was developed to carry out the tests.

In the first studies on I 800 the influence of an increase in the relative displacement amplitude δ at constant normal load P was evaluated as well as the influence of the chemical composition of the material in contact with the SGT at constant δ and P . It was found that the compacted *debris* layers on the surfaces in contact and the crystalline structure of the detached *debris* are different for different δ . The nature of *debris* has a strong influence on the wear mechanism present. At the same time, a change in the chemical composition of the material generate a change in the main wear mechanism and the crystalline structure of the detached *debris*.

After that, systematic studies were carried out to determine the Running Condition Fretting Map (RCFM) and the Material Response Fretting Map (MRFM) in air at room temperature, on I 800 SGTs against AISI 304L and AISI 420. In the RCFM, the three fretting regimes were found: Partial Slip Regime (PSR), Mixed Fretting Regime (MFR) and Gross Slip Regime (GSR). On the other hand, the MRFM presented only two regions: no degradation and wear region. Early crack formation was not observed at the typical contact loads in SGTs. There were no changes in the maps or detached *debris* when changing from AISI 304L to AISI 420.

Finally, the changes originated by other variables in fretting damage were analyzed. In particular, the repeatability of results with the test rig used was studied, the changes in the damage due the changing the SGT material from I 800 to I 690 was compared, and the damage at different fretting regimes for different number of cycles was evaluated. In addition, the results obtained from tests in air were compared with tests carried out in distilled water at room temperature. Finally, lifetime of the SGT in

millions of cycles is determined, based on the results obtained for the different pairs of materials.

Keywords: FRETING DAMAGE, STEAM GENERATOR TUBES, MECHANICAL TESTING, TEM, SEM

Capítulo 1

Introducción general

En este capítulo se realiza una introducción general al daño por *fretting*. Se analiza la incidencia e importancia del mismo en diferentes campos de la industria y en el área nuclear. En particular, se presentan las características generales de un generador de vapor nuclear y de los tubos de generador de vapor que lo componen, detallando cual es el origen del daño por *fretting* en estos últimos. Finalmente, se plantean la motivación y los objetivos de la presente tesis doctoral así como una breve descripción de su estructura con el propósito de facilitar la lectura.

1.1. El *fretting* como mecanismo de daño

La presencia de un movimiento relativo entre dos cuerpos en contacto, bajo la acción de una fuerza normal, genera daño en los materiales involucrados. En el caso particular de que la magnitud del deslizamiento relativo sea inferior a las dimensiones de la zona de contacto [1], se está en presencia de un fenómeno denominado *fretting*. El mismo implica la acción simultánea de distintos fenómenos físicos y químicos (fricción, desgaste, abrasión, adhesión, transferencia de masa, entre otros) que pueden ocurrir tanto en la superficie como en la región subsuperficial. El rango de valores de amplitud de deslizamiento relativo (δ) para que se genere un daño en las superficies es aún una cuestión no resuelta. Algunos autores consideran que el daño por *fretting* se presenta con valores de δ menores a $1\text{ }\mu\text{m}$ [2].

La interacción entre las imperfecciones superficiales de los materiales en contacto puede originar que durante el deslizamiento relativo se produzca la remoción de material, lo que se denomina desgaste por *fretting* o FW (del inglés, *fretting wear*). Por otro lado, la existencia de un medio ambiente agresivo o con presencia de oxígeno puede llevar a la formación de capas de óxidos en la zona de contacto y acelerar el deterioro de los materiales. Este mecanismo es conocido como corrosión por *fretting* o FC (*fretting corrosion*). Además, la repetición del desplazamiento relativo puede favorecer

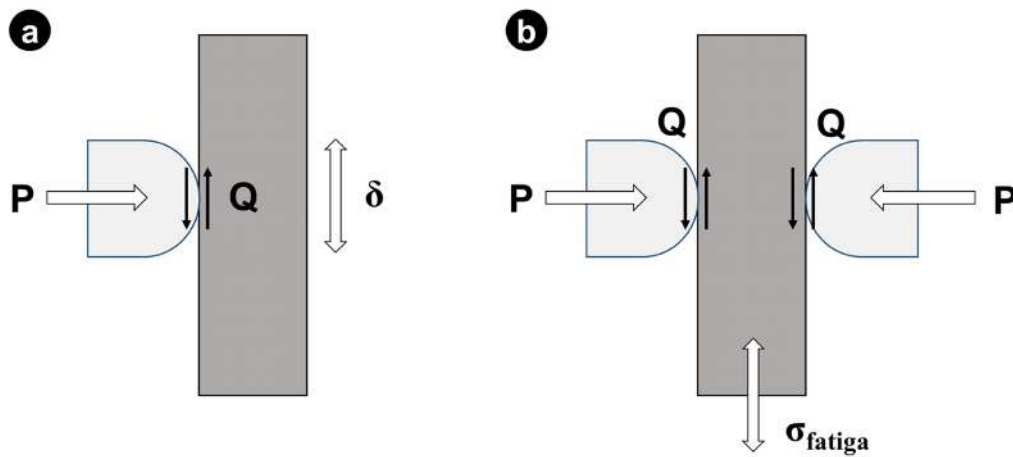


Figura 1.1: Tipos de ensayos de *fretting*: (a) de desgaste por *fretting* (FW) y (b) de *fretting* fatiga (FF).

procesos de iniciación y crecimiento de fisuras que lleven a una disminución del límite o resistencia a la fatiga en los materiales del contacto. Esto se denomina *fretting* fatiga o FF (*fretting fatigue*).

Teniendo en cuenta estos mecanismos, los ensayos de *fretting* de laboratorio se clasifican en tres grandes grupos. Los mismos se presentan esquemáticamente en la Fig. 1.1 y se detallan a continuación:

- Ensayos de desgaste por *fretting* o FW, Fig. 1.1(a), en los cuales existen dos superficies en contacto mediante la aplicación de una carga P y entre ellas se impone un deslizamiento relativo de amplitud δ . Debido a los efectos de la fricción, se origina entre las superficies una fuerza tangencial Q .
- Ensayos de corrosión por *fretting* o FC, los cuáles son similares a los anteriores pero con la particularidad de que se realizan en un medio ambiente que puede resultar corrosivo para los materiales del contacto, como agua o fluido humano simulado.
- Ensayos de *fretting* fatiga o FF, Fig. 1.1(b), en los cuales una probeta de fatiga (que se halla sometida a una tensión oscilante σ_{fatiga}) se pone en contacto con una pieza fija a través de la aplicación de una carga P . La presencia de la carga cíclica en la probeta origina un deslizamiento relativo δ entre las superficies en contacto y, debido a la fricción, se genera una fuerza tangencial Q en el contacto.

Este proceso de daño es complejo y depende de muchas variables, por lo que al analizar los mecanismos de degradación por *fretting* se deben tener en cuenta criterios relativos a mecánica de contacto y tribología así como la química de los materiales.

1.2. Daño por *fretting* en generadores de vapor de la industria nuclear

En la industria en general, la presencia de movimientos relativos entre componentes en contacto es inevitable. Esto son originados por [3]:

- vibraciones,
- cargas cíclicas presentes en una de las superficies en contacto,
- diferencias de expansión o contracción térmica entre los materiales en contacto por fluctuaciones de temperatura,
- impacto.

Por ello, el daño por *fretting* se halla presente en diferentes componentes relevantes, tales como cojinetes, uniones atornilladas y remachadas, cables de acero, elementos combustibles en reactores nucleares, generadores de vapor, turbinas de gas y de vapor, componentes de la industria biomédica, intercambiadores de calor, contactos eléctricos, entre otros [4].

En particular, en la industria nuclear el *fretting* está presente en diferentes tipos de reactores nucleares como ser los reactores de agua presurizada o PWR (*Pressurized Water Reactor*), reactores de agua en ebullición o BWR (*Boiling Water Reactor*) y reactores CANDU (*CANadian Deuterium-Uranium reactor*). Los principales componentes afectados por el *fretting* son las barras de elementos combustibles (BECs), presentes en todos los tipos de reactores antes mencionados, y los tubos de los generadores de vapor (TGVs), en los reactores PWR y CANDU [5].

En los reactores PWR y CANDU el generador de vapor (GV) es el componente nuclear donde se produce la transferencia de calor entre el circuito primario y el secundario. El circuito primario es aquel que se halla en contacto con el núcleo del reactor mientras que el secundario es aquel en el que se produce el vapor que mueve la turbina que acciona el generador eléctrico. Para maximizar la transferencia de energía térmica entre ambos circuitos, se debe tener una gran área de intercambio de calor. Por ello, un GV está compuesto por un gran número de tubos, generalmente entre 3000 y 16000 TGVs.

El esquema de un GV nuclear típico se presenta en la Fig. 1.2. Este se halla constituido por tubos en U invertidos colocados dentro de un recipiente de presión. El agua del primario ingresa y sale del GV a través de una placa en la base del GV denominada placa tubo. Debido a la longitud de los tubos en U existen un serie de separadores denominados placas soportes que mantienen a los TGVs a una distancia adecuada para que se produzca una correcta transferencia de calor. El agua del circuito secundario

ingresa por la parte superior del recipiente de presión y mediante canales desciende hasta la zona inferior. Luego, se produce el ascenso del fluido y el intercambio de calor entre el primario y el secundario, razón por la cual a medida que asciende el agua en fase líquida del secundario pasa a ser vapor húmedo de diferentes titulaciones. Finalmente, en la parte superior del recipiente de presión existen una serie de separadores de vapor que debe atravesar el fluido del secundario, luego de lo cual sale el vapor que se conduce a la turbina para la generación de energía [6].

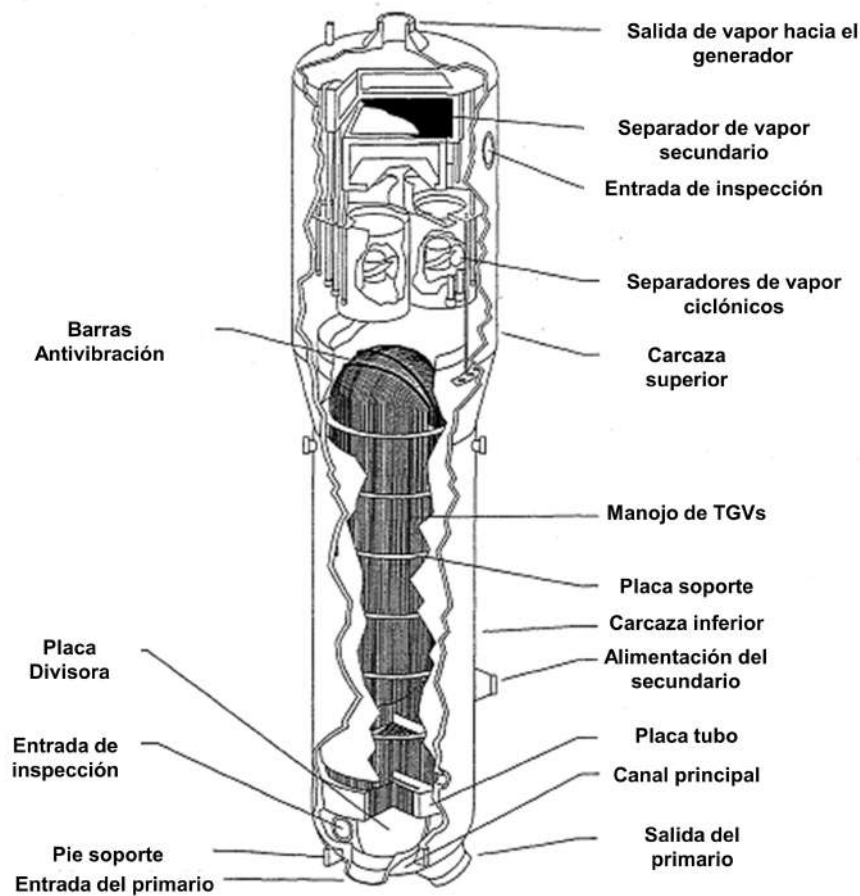


Figura 1.2: Esquema de un GV nuclear [6].

Los TGVs representan la barrera física entre el circuito primario y el secundario. Debido a que el primario puede contener material radiactivo, la falla de un TGV puede llevar a la contaminación radiactiva del circuito secundario. Por este motivo, la integridad estructural de los TGVs es muy importante desde el punto de vista de la seguridad nuclear.

En los GVs convencionales, en el circuito primario se utilizan presiones de operación que van entre los 12 y 18 MPa con temperaturas entre los 290 y 330 °C mientras que el circuito secundario del reactor opera a presiones entre los 4 y 9 MPa con temperaturas promedios entre los 240 y 300 °C [7]. Dichas condiciones de operación hacen que los

materiales de los TGV deban tener características especiales de resistencia mecánica y a la corrosión para dichos ambientes. En general se utilizan superaleaciones de base *Fe* o *Ni*.

Los primeros TGV en la mayoría de los reactores del tipo PWR en países occidentales fueron fabricados en una superaleación de base *Ni* denominada aleación 600 o Inconel 600 (I 600). Debido a los problemas de fisuración que se presentaron en los TGVs originados por los efectos de la corrosión bajo tensión o SCC (*stress corrosion cracking*) se cambió el material de los tubos de I 600 a una superaleación de base *Fe* denominado aleación 800 o Incoloy 800 (I 800) y desde principios de los años setenta, en particular, todos los GVs alemanes fueron elaborados con I 800. A su vez, la mayoría de los GVs diseñados por Westinghouse, AREVA y Babcock&Wilcox, entre otros, están siendo fabricados con una superaleación base *Ni* denominada aleación 690 o Inconel 690 (I 690) con un tratamiento térmico final que promueve la precipitación de carburos en borde de granos, lo que favorece su resistencia al fenómeno de SCC. Actualmente, AREVA y Babcock&Wilcox están suministrando GVs de reemplazo con tubos de I 800 o I 690 [7].

El daño por *fretting* en los TGVs es originado por la presencia de vibraciones inducidas por el flujo de refrigerante o FIV (*flow induced vibration*) [8]. Este daño se presenta en zonas donde existen altas velocidades de fluido refrigerante, con un componente de velocidad radial a los TGVs que dan origen a las FIVs. Esto ocurre principalmente en dos zonas:

- en la zona en forma de U del manojito de TGVs, Fig. 1.3(a),
- en las perforaciones por donde los TGVs atraviesan las placas soporte, originada por la luz o la libertad de movimiento relativo (contacto elástico) que hay entre los TGVs y la placa.

Debido a que el daño por *fretting* conlleva a una pérdida de espesor gradual de la pared del TGV, Fig. 1.3(b), para evitar la pérdida de material radiactivo, se realizan inspecciones periódicas del espesor de los mismos mediante sondas. Se puede establecer la obstrucción o taponamiento del tubo de acuerdo a la pérdida de espesor que este presente. Por ello, un GV está sobredimensionado, es decir, posee más TGVs de los necesarios de manera que si se produce el taponamiento de alguno de ellos, no salga de servicio todo el componente [6].

Entre las principales causas de fallas de los TGVs se encuentran la formación de fisuras por corrosión bajo tensión, el desgaste por *fretting*, corrosión por picado, corrosión por rendijas, fatiga de alto número de ciclos, desgaste por erosión y fatiga por corrosión [7]. Si bien la tasa de incidencia de estas fallas en los tubos ha ido cambiando a lo largo del tiempo, el daño por *fretting* sigue siendo uno de los mecanismos de daño

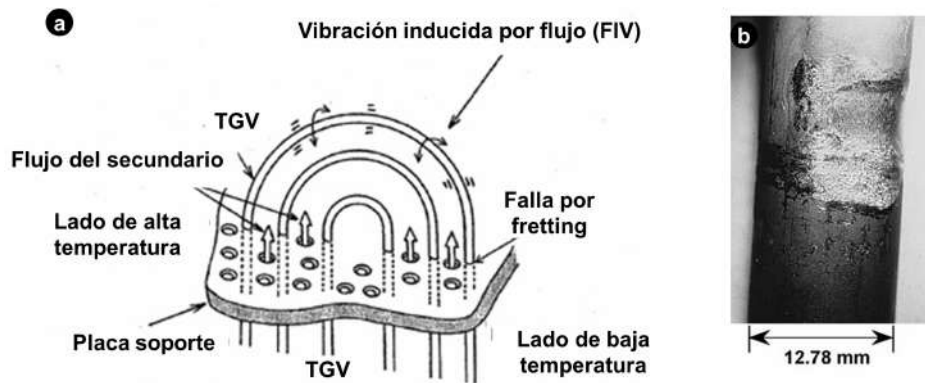


Figura 1.3: (a) Detalle de la falla por *fretting* de un TGV en la zona de contacto con la placa soporte, (b) Daño por *fretting* en un TGV [9].

más importante. En unos de los últimos reportes de la Organización Internacional de Energía Atómica (IAEA, de sus siglas en inglés) en el 2011 más del 50 % de las unidades de PWR en el mundo habían reportado algún problema relacionado con *fretting* o desgaste en los TGVs [7].

1.3. *Debris* y daño por *fretting* en el área nuclear

Se denomina *debris* en la industria nuclear al material suelto que circula por el flujo refrigerante. Los mismos pueden ser [5]:

- foráneos, es decir, introducidos durante operaciones de reparación o mantenimiento, por ejemplo durante el reemplazo del GV en reactores PWR, ó pueden provenir de defectos de construcción durante el montaje de nuevos reactores,
- internos, es decir, material generado por el desgaste de los componentes internos durante el servicio normal de un reactor nuclear, también llamados tribopartículas.

Sin importar el origen de los mismos, su existencia en el flujo de refrigerante puede llevar a problemas que acorten la vida útil de los componentes del reactor. Además, se puede producir la activación de este material si atraviesa el núcleo del reactor.

La falla en el combustible nuclear debido a la presencia de material foráneo retenidos entre las barras de elementos combustibles (BECs) y los espaciadores, Fig. 1.4, se observó en todos los tipos de reactores, siendo durante la última década la segunda causa de falla de las BECs en los PWR y el mecanismo dominante en los BWR [5]. Luego, el material desprendido externo puede originar procesos de *fretting* que lleven a la generación de *debris* internos, los cuales también tomaran parte en los procesos de daño. Similares eventos se registran al quedar los *debris* foráneos retenidos entre los TGVs y las placas soporte.

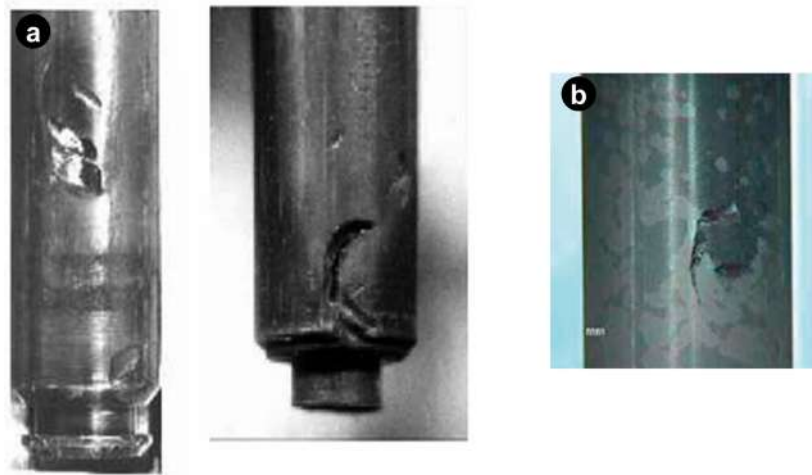


Figura 1.4: Daño por *fretting* inducido por *debris* en los combustibles nucleares: (a) En la zona inferior de una barra de elemento combustible y (b) en los espaciadores superiores de los elementos combustibles [5].

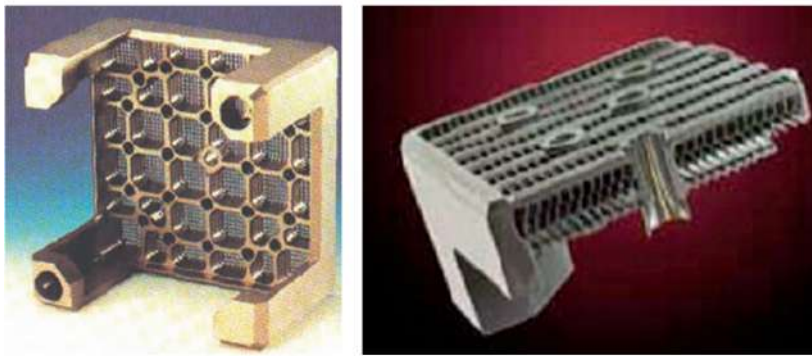


Figura 1.5: Diferentes modelos de filtros para *debris* [5].

Con el fin de disminuir el daño de las BECs, se procede a la utilización grillas o filtros como los presentados en la Fig. 1.5. Sin embargo, los mismos solo retienen a los *debris* de mayor tamaño con dimensiones de algunos milímetros, mientras que el material delgado o muy pequeño pueden infiltrarse y actualmente constituyen el principal riesgo de daño en las BECs. Como se presenta en detalle en la Sección 2.5, los *debris* internos generados por *fretting* poseen en general dimensiones micrométricas, por lo cual no sería retenido por estos filtros y constituyen un serio riesgo para las BECs.

Además, en el caso de los TGVs, se estima que el desgaste en un tubo en servicio es similar al de un tubo taponado. Por ello, se espera que en los TGVs taponados aún se siga produciendo un mecanismo de daño por *fretting*, generando el desprendiendo de *debris* internos durante el tiempo de vida útil del GV los cuales pueden acumularse y dañar a los TGVs en servicio que se hallan próximos al componente obstruido [6].

De los inconvenientes ante mencionados, se puede observar que el estudio de los *debris* internos originados en el daño por *fretting* es muy importante desde el punto de

vista de la seguridad nuclear.

1.4. Motivación y objetivos

En las secciones anteriores se expuso la importancia del GV como componente nuclear y la relevancia del daño por *fretting* en los TGVs que lo forman. Existen diversos estudios del daño por *fretting* en materiales utilizados en la industria nuclear, los cuales se han enfocado a una combinación particular de pares de materiales y condiciones ambientales. Sin embargo, en ellos no se tiene en cuenta la posibilidad de cambios en los mecanismos de degradación a lo largo de la vida útil de los materiales. Por ello, conocer como cambian los mecanismos de daño por *fretting* ante diferentes condiciones mecánicas del contacto, tales como la fuerza aplicada entre las superficies y el desplazamiento relativo de las mismas, es fundamental para una adecuada selección de los materiales en un GV. Por otro lado, en el caso de que no se puedan modificar variables del diseño tendientes a disminuir el daño por *fretting*, el conocimiento de los fenómenos involucrados durante el proceso permitiría tomar acciones preventivas, tales como tratamientos superficiales en los materiales, que extiendan la vida útil de los componentes nucleares.

En este sentido, el objetivo general de la presente tesis doctoral es contribuir al entendimiento del proceso de daño *fretting* en la integridad estructural de los TGVs nucleares. A su vez, el objetivo específico de esta tesis es el desarrollo de los denominados mapas de *fretting*. Estos mapas son una herramienta gráfica que permite conocer las condiciones de contacto y el principal mecanismo de degradación en los materiales en contacto bajo distintas cargas normales de contacto P y amplitudes de desplazamiento δ .

Para ello se implementaron ensayos de laboratorio utilizando condiciones de P y δ iguales a los presentes en el funcionamiento normal de un reactor nuclear. A su vez, se desarrollaron de técnicas de caracterización del daño inducido por *fretting* (formación de fisuras, desgaste ó ambas simultáneamente), prestando especial atención a la caracterización de los *debris* desprendidos durante los ensayos.

1.5. Estructura de la Tesis

Luego de realizar en este capítulo una introducción general al daño por *fretting* en los TGVs nucleares, en el Capítulo 2 se revisan algunos conceptos básicos de tribología y mecánica de contacto necesarios para entender el fenómeno de *fretting* y se definen las condiciones de contacto, los regímenes de *fretting* y los principales mecanismos de degradación para cada caso.

Por otro lado, en el Capítulo 3 se analizan los dispositivos para realizar ensayos de *fretting* presentes en la literatura y en base a los mismos, se desarrollan y describen los dispositivos de ensayos utilizados en esta tesis. Posteriormente, se describen las técnicas utilizadas para definir el daño por *fretting* junto a las características de los materiales y TGVs utilizados. Por último, se describen la preparación de las muestras para su análisis

El Capítulo 4 se presentan los resultados de estudios realizados en el par I 800/AISI 304 ante cambios en la amplitud de deslizamiento impuesta. Luego, bajo una amplitud de desplazamiento dada, se comparan los efectos del cambio de material en contacto con el TGV, comparando el par anteriormente estudiado con los pares I 800/AISI 1060 e I 800/Cu.

En el Capítulo 5 se desarrollan los mapas de *fretting* para el par I 800/AISI 304L para ensayos en aire a temperatura ambiente bajo condiciones de carga y desplazamiento similares a las del funcionamiento en servicio de un reactor.

En el Capítulo 6 se presentan los mapas de *fretting* para el par I 800/AISI 420 para las mismas condiciones utilizadas en el Capítulo 4. Se comparan ambos mapas y se analizan las posibles diferencias en virtud de las propiedades mecánicas y la composición del material que constituye el patín.

En el Capítulo 7 se presentan los resultados de ensayos varios destinados al análisis de distintas variables como ser cambios en el material del TGV al utilizar tubos I 690, cambios con el números de ciclos y, principalmente, ensayos en agua destilada a temperatura ambiente.

Finalmente, en el Capítulo 8 se presentan las conclusiones generales de la presente tesis.

Capítulo 2

Marco teórico

En este capítulo se presentan nociones básicas de tribología y mecánica de contacto que ayudarán a una mejor comprensión del proceso de *fretting*. Posteriormente se explican las posibles condiciones de contacto y los principales mecanismos de daño para cada una de ellas. Por último, se establece el concepto de mapas de *fretting* y la evolución de los mismos ante cambios en las diferentes variables del proceso.

2.1. Fundamentos de tribología

La tribología se define como la ciencia y tecnología de la interacción entre superficies en contacto entre las que existe un movimiento relativo [10] y se centra en el estudio de tres fenómenos mutuamente relacionados:

- la fricción o resistencia al movimiento entre dos cuerpos que presentan un movimiento relativo,
- el desgaste o remoción de material de las superficies en contacto, como resultado de la fricción,
- la lubricación, como un medio para reducir la fricción entre las superficies y, de este modo, el desgaste de las piezas en contacto.

A lo largo de esta tesis se analizarán particularmente los fenómenos relacionados con la fricción y el desgaste. Cabe mencionar que la fricción y el desgaste no constituyen en sí propiedades intrínsecas de los materiales en contacto, sino que son características de cada sistema en contacto, el cual se denomina tribosistema o tribopar [10].

2.1.1. Origen de la fricción

No existen superficies idealmente lisas ya que todas las superficies presentan cierta rugosidad, es decir, poseen asperezas en su superficie. Por ello, se debe distinguir entre

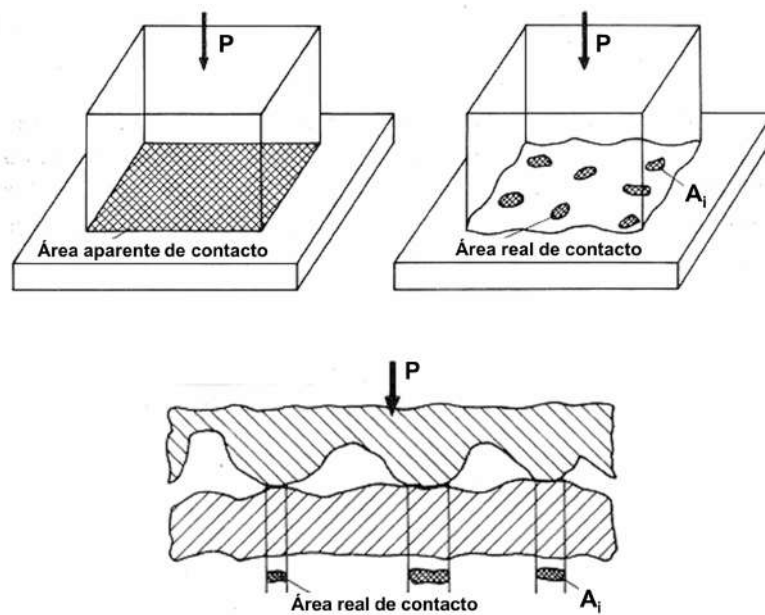


Figura 2.1: Diferencias entre el área aparente de contacto y el área real de contacto. Modificado de [10].

el área aparente y el área real de contacto. En la Fig. 2.1 se presenta el contacto entre un bloque y un plano debido a una fuerza normal P . Debido a la rugosidad de las superficies, el contacto se produce en regiones A_i donde las asperezas entran en contacto entre si, constituyendo la suma de estas regiones el área real de contacto. A diferencia de ello, el área de la base del bloque constituiría lo que se denomina el área aparente de contacto. Al intentar producirse el deslizamiento relativo entre las superficies debido a la existencia de fuerzas de adhesión entre las superficies A_i , la generación de nuevas áreas de contacto A_i y el posible bloqueo de las asperezas en contacto aparece una fuerza de resistencia o fuerza de fricción Q que actúa en la dirección opuesta a la del movimiento.

Si bien en un principio se asumió que la fricción era originada por la rugosidad de las superficies, luego se demostró que la resistencia al movimiento es originada por procesos de adhesión que se dan a escala nanométrica, entre los átomos de las superficies [11]. Estos últimos se rigen por leyes distintas a las que se observan a escala macroscópica.

Existen diferentes modelos para explicar los fenómenos de fricción a escala macroscópica [12], siendo las denominadas leyes de Amontons-Coulomb las más utilizadas. Estas son:

1. La fuerza de fricción Q es proporcional a la carga normal o de contacto P , siendo la constante de proporcionalidad denominada coeficiente de fricción o COF (*coefficient of friction*).
2. Q es independiente del área aparente de contacto entre las superficies.

3. Q es independiente a la velocidad de deslizamiento, una vez iniciado el movimiento.

2.1.2. Coeficiente de fricción COF

Como ya se mencionó, el COF representa la constante de proporcionalidad entre P y Q . Al ser un cociente de fuerzas, el COF es adimensional y se deben distinguir dos situaciones:

- la fuerza que se opone al movimiento es suficiente para impedir el movimiento relativo entre superficies, y esta se denomina fuerza de fricción estática, Q_{est}
- la fuerza que se presenta una vez que se produce el movimiento relativo entre la superficies, llamada fuerza de fricción cinemática, Q_{cin}

De este modo, se puede definir un COF estático COF_e y uno cinemático COF_c [13], los cuáles se calculan usando las Ecs. 2.1 y 2.2, donde P es la carga normal entre las superficies de los cuerpos en contacto.

$$COF_e = \frac{Q_{est}}{P} \quad (2.1)$$

$$COF_c = \frac{Q_{cin}}{P} \quad (2.2)$$

La definición formal del COF como la relación entre Q y P se halla en la norma ASTM G40 [14]. Los valores de COF_e y COF_c para distintos pares de materiales, con distintas terminaciones superficiales, se encuentran en tablas de diversos autores en la literatura. También han surgido otros métodos de determinación del COF en base a modelos energéticos los cuales, si bien no se hallan bajo norma, son utilizados en la comunidad científica [15].

Las variaciones de Q en el tiempo para distintos tipos de movimientos se presentan en la Fig. 2.2. Cuando dos superficies están en contacto, al aplicar una fuerza entre las mismas para originar el deslizamiento, el valor de Q se incrementa linealmente y las superficies se mantienen adheridas hasta alcanzar el valor de Q_{est} . El deslizamiento relativo se produce al superar el valor de Q_{est} , luego de lo cual Q disminuye. Luego, una vez que los cuerpos deslizan, si la velocidad relativa entre ellos es constante, Q se mantiene constante y es igual a Q_{cin} , como se presenta en la Fig. 2.2(a). Sin embargo, ante la presencia de un movimiento oscilante o si la velocidad es variable, se producen variaciones constantes en Q ya que se generan períodos de adhesión (*stick*) entre las superficies, alternados con períodos de deslizamiento (*slip*), Fig. 2.2(b). En este último caso, el valor Q_{min} no se corresponde necesariamente con el valor de Q_{cin} , correspondiente al caso de movimiento a velocidad constante.

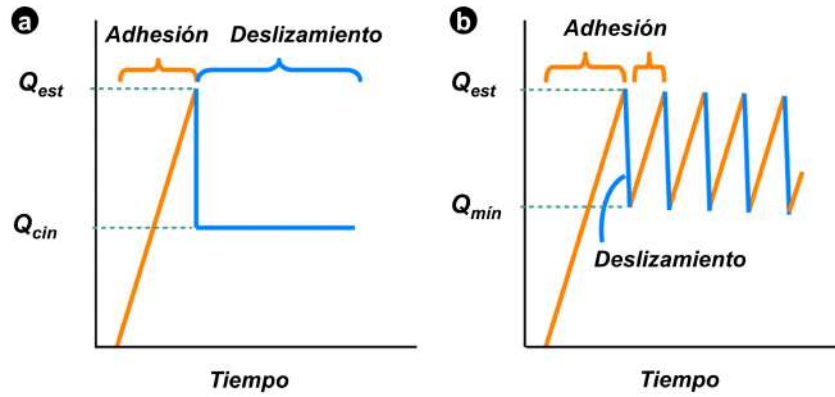


Figura 2.2: Esquema de la fuerza tangencial Q en función del tiempo (a) movimiento a velocidad constante, (b) movimiento oscilante o *stick-slip* [13]. Modificado de [16].

Entonces, existe una ambigüedad en el modo de definir el COF cuando se presenta un movimiento oscilante en el contacto [13]. En un movimiento que no presenta velocidad constante durante el deslizamiento, como se muestra en la Fig. 2.2(b), durante los momentos que el contacto presenta adhesión, el sistema posee un COF_e . A diferencia de esto, en los momentos en que el sistema posee un deslizamiento relativo el COF, calculado como los valores instantáneos de Q/P , no necesariamente se corresponde con el COF_c ya que al iniciarse una nuevo periodo de adherencia en el contacto se puede llegar a un valor de Q_{min} , intermedio entre el Q_{est} y el Q_{cin} , siendo esta última la fuerza que se opone al movimiento cuando este se realiza a velocidad constante.

A pesar de esto, la relación Q/P es un factor importante en los ensayos de fricción ya que, como se presenta en la Sección 2.5, es un indicador de los procesos que ocurren en el contacto, como por ejemplo, la formación de tribopartículas.

2.1.3. Mecanismos de desgaste

En general, el daño por desgaste no deviene en una falla catastrófica sino que resulta en una disminución de la eficiencia operativa y la vida útil de los componentes en contacto. Las pérdidas económicas originadas por el desgaste son muy importantes, estimándose en países como Gran Bretaña y Alemania entre un 1 % y 2 % del producto bruto interno de dichos países [10]. Por ello, es muy importante reducir el daño por desgaste mediante una optimización del diseño, montaje y utilización de los componentes en contacto.

Si bien existen diferentes maneras de clasificar los procesos de desgaste, de acuerdo a la norma alemana DIN 50320 [17] existen cuatro mecanismos básicos. De este modo, cualquier proceso de desgaste es originado por uno o varios de estos mecanismos, que se presentan esquemáticamente en la Fig. 2.3 y se describen a continuación:

- Adhesión: es originada por la formación y ruptura de uniones entre las superficies

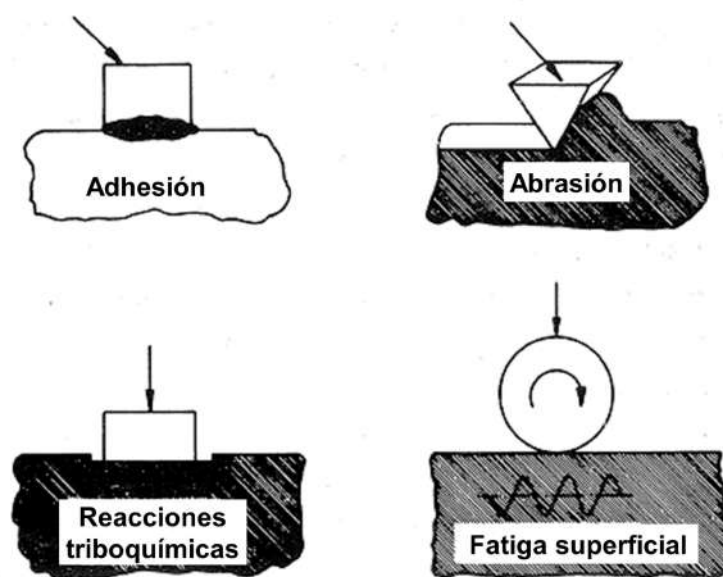


Figura 2.3: Descripción esquemática de los cuatro mecanismos básicos de desgaste [10].

en contacto, como por ejemplo, la soldadura fría de asperezas.

- Abrasión: es originada por la remoción de material debido al rayado de una superficie por otra más dura. El material más duro que origina la remoción del material más blando puede ser la otra superficie en contacto (abrasión de dos cuerpos) o alguna partícula externa retenida entre las superficies (abrasión de tercer cuerpo).
- Fatiga superficial: este mecanismo es originado por la presencia de tensiones de contacto variables originadas por la naturaleza intermitente del contacto que lleva a la formación de fisuras en la región sub-superficial y la remoción de material por delaminación.
- Reacciones triboquímicas: son originadas por los productos de una reacción química la cual es el resultado de las interacciones entre las superficies en contacto e iniciada por efecto de la fricción entre las mismas.

2.1.4. Coeficiente de desgaste K

El coeficiente de desgaste es un parámetro que se utiliza para comparar el daño por desgaste en diferentes pares de materiales. Como este daño se halla asociado a la remoción de material en el contacto, un modo de comparar la degradación de diferentes pares de materiales es la determinación del volumen total removido luego de un ensayo o la tasa de desgaste, es decir, el volumen total removido por unidad de tiempo.

Sin embargo, las medidas de volumen removido no son adecuadas para comparar diferentes pares de materiales ya que esta variable no tiene en cuenta otros parámetros fundamentales del proceso como ser la carga de contacto P y la distancia total del deslizamiento S . Por ello, Archard [18] en sus estudios de desgaste adhesivo define un coeficiente que permite comparar diferentes pares de materiales. Archard postula que el volumen total removido V durante el deslizamiento relativo entre las superficies es proporcional al área real de contacto entre las asperezas, la distancia total de deslizamiento S y una constante de proporcionalidad adimensional denominada coeficiente de desgaste k . V se define como la suma del volumen removido en ambas superficies en contacto y el área real del contacto se expresa en función de P y la dureza de la superficie más blanda H . Así, V puede calcularse con la Ec. 2.3, donde en el coeficiente k se engloban variables tales como el número de asperezas en contacto y la probabilidad de desprendimiento de dichas asperezas. Además, k depende del par de materiales en contacto, las condiciones de deslizamiento, la rugosidad de las superficie y el medio ambiente, entre otros parámetros.

$$V = \frac{k \cdot P \cdot S}{3 \cdot H} \quad (2.3)$$

Este coeficiente se empezó a utilizar para comparar diferentes pares de materiales y se extendió a los otros mecanismos de daño presentados en la Fig. 2.3. Con el fin de eliminar la dureza de los materiales de la ecuación, el factor $3 \cdot H$ se introduce dentro de la constante quedando la expresión final de la Ec. 2.4, donde K representa el coeficiente de desgaste basado en la ecuación de Archard [19] y que se expresa generalmente en unidades de Pa^{-1} ó $\text{mm}^3 \text{N}^{-1} \text{m}^{-1}$.

$$V = K \cdot P \cdot S \quad (2.4)$$

Sin embargo, a pesar de ser muy utilizado para comparar tribopares en los ensayos de desgaste convencionales, K presenta una alta dispersión de valores e incluso varía varios ordenes de magnitud de acuerdo a cual sea el mecanismo de desgaste que predomine y, para un mismo par de materiales, existe una incerteza de aproximadamente cuatro veces el valor reportado [20]. La alta dispersión se debe a que dicho coeficiente no incluye factores como la presión aparente, la temperatura y la rigidez del dispositivo de ensayos utilizado, lo que en algunos casos pueden tener una influencia considerable en el valor del coeficiente de desgaste.

2.2. Fundamentos de mecánica de contacto

Los tensiones de contacto aparecen cuando dos superficies entran en contacto mediante la aplicación de una carga normal a las mismas. Si se considera que dichas

superficies son indeformables, las áreas de contacto serían nulas y las tensiones infinitas pero, como todos los materiales poseen una determinada elasticidad, las mismas se deforman bajo la acción de la carga y se producen áreas aparentes de contacto finitas.

Los campos de tensiones de contacto entre dos cuerpos presentan formas matemáticas complejas y de difícil resolución analítica en general, sobre todo si se tienen en cuenta parámetros tales como la rugosidad entre las superficies y la posibilidad de que en el contacto se supere el límite elástico de los materiales [21].

2.2.1. Contacto Hertziano

Hertz resolvió el problema de la mecánica de contacto para dos cuerpos curvos cualesquiera [22]. Las hipótesis del modelo de tensiones de Hertz son:

- Las superficies en contacto son continuas, suaves, no conformes y sin fricción
- La carga de contacto aplicada es estática y las deformaciones son elásticas
- El tamaño del área de contacto es muy pequeño en comparación con el tamaño de los cuerpos.

Bajo estas condiciones la superficie de contacto entre dos esferas de radio R_1 y R_2 tendrá un aspecto circular de radio a , como se muestra en la Fig. 2.4(a), la cual puede ser calculada por la Ec. 2.5. R es el radio de curvatura reducido de las superficies, que se puede calcular por la Ec. 2.6, y E^* representa el módulo elástico del contacto, el cual puede ser calculado por la Ec. 2.7, donde E_i y ν_i son el módulo de Young y el coeficiente de Poisson de cada cuerpo, siendo P la carga de contacto.

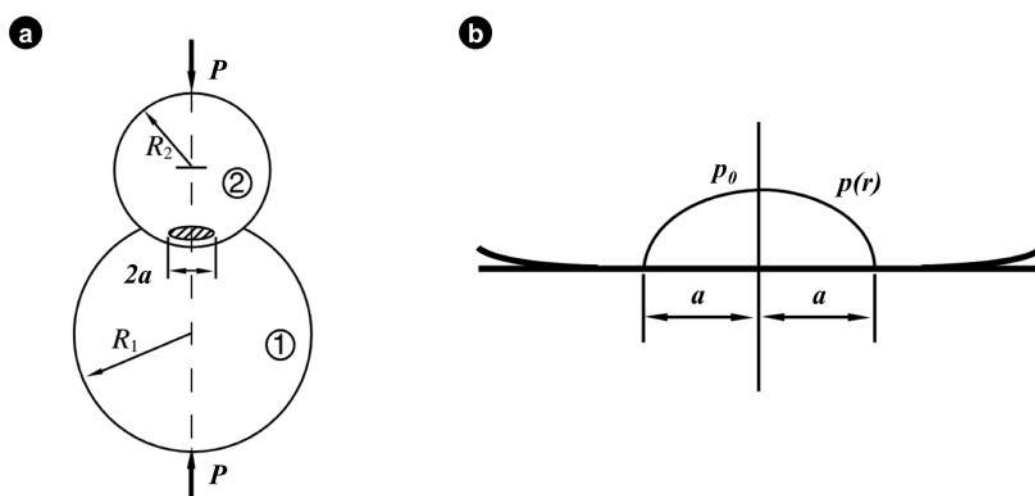


Figura 2.4: (a) Esquema del contacto elástico entre dos esferas, (b) Distribución de presión $p(r)$ en la región de contacto de radio a [22].

$$a = \left(\frac{3 \cdot P \cdot R}{4 \cdot E^*} \right)^{\frac{1}{3}} \quad (2.5)$$

$$\frac{1}{R} = \frac{1}{R_1} + \frac{1}{R_2} \quad (2.6)$$

$$\frac{1}{E^*} = \frac{1 - \nu_1^2}{E_1} + \frac{1 - \nu_2^2}{E_2} \quad (2.7)$$

Bajo estas condiciones, el perfil de distribución de presiones sera semielíptico, Fig. 2.4(b), y puede expresarse por la Ec. 2.8, donde r es la distancia al centro del contacto. Para este caso, la presión máxima p_0 esta dada por la Ec. 2.9, y se produce en el centro del contacto, es decir en el eje de simetría de las esferas con $r = 0$, siendo p_m la presión media

$$p(r) = p_0 \left(1 - \frac{r^2}{a^2} \right)^{\frac{1}{2}} \quad (2.8)$$

$$p_0 = \frac{3}{2} \cdot p_m = \frac{3 \cdot P}{2 \cdot \pi \cdot a^2} \quad (2.9)$$

Para un contacto esfera-plano, las ecuaciones del contacto serán las mismas pero para este caso el plano tendrá un radio infinito, por lo que el valor del radio de curvatura reducido R es igual al radio de la esfera. Estas ecuaciones también se aplican a una configuración de cilindros de igual radio cruzados a 90° , donde R es el radio de los cilindros, ya que esta configuración es similar, desde el punto de vista de la mecánica del contacto, a una configuración esfera-plano [21].

2.2.2. Contacto con deslizamiento relativo

Si una fuerza P presiona dos superficies para ponerlas en contacto en ausencia de fricción, el área de contacto aparente será circular y de radio a , la cuál se corresponde con la calculada por la teoría de Hertz y descritas en la sección anterior. Luego, las tensiones de contacto calculadas no se verán afectadas por el movimiento en un contacto sin fricción. Sin embargo, durante un deslizamiento relativo entre superficies reales o ante una tendencia al deslizamiento, aparece una fuerza Q que se opone al movimiento.

En esta sección se analizará el contacto entre una esfera y un plano que presentan un deslizamiento estacionario entre ellos. Por ello, aparecerá una Q_{cin} que se opone al movimiento.

Si las superficies del contacto poseen iguales propiedades elásticas, cualquier fuerza tangencial en la interfase genera desplazamientos iguales y opuestos en ambas superficies, por lo que la distribución de presiones normales no se modifica. A diferencia de

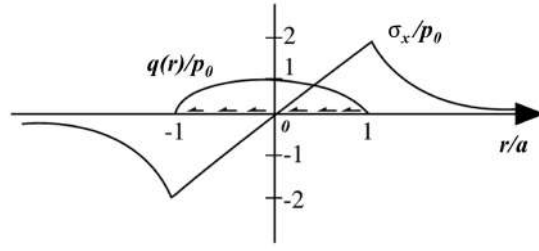


Figura 2.5: Esfuerzos tangenciales $q(x)$ y tensiones superficiales σ_x originadas por el desplazamiento entre dos cuerpos bajo tensiones de contacto de Hertz [22].

ello, si las superficies poseen diferentes propiedades elásticas, las tensiones tangenciales generadas en las superficies por el desplazamiento interactúan con la presión normal, por lo que el área de contacto y la distribución de presión ya no son simétricas. En este análisis se desprecian las últimas interacciones, por lo que las tensiones y deformaciones debidas a cargas normales y tangenciales pueden considerarse independientes entre sí y superponerse para encontrar el campo de tensiones resultante.

Como se describe en la Sección 2.1.1, si las leyes de fricción de Amontons se aplican a cada punto del contacto, la tensión tangencial local en la superficie $q(r)$ está dada por la Ec. 2.10, donde $p(r)$ es la distribución de presión de contacto, siendo r la distancia al centro del contacto. Luego, a partir de las Ecs. 2.8 y 2.10, la distribución de tensiones tangenciales $q(r)$ en un contacto esfera-plano esta dada por la Ec. 2.11, donde a el radio de la zona de contacto. Dicha distribución se presenta en la Fig.2.5.

$$\frac{|q(r)|}{p(r)} = \frac{|Q_{cin}|}{P} = COF_c \quad (2.10)$$

$$|q(r)| = \frac{3 \cdot COF_c \cdot P}{2 \cdot \pi \cdot a^3} \cdot \left(1 - \frac{r^2}{a^2}\right)^{\frac{1}{2}} \quad (2.11)$$

Además, en la Fig. 2.5 se presentan las tensiones superficiales en el plano del movimiento σ_x . Se puede observar que la misma alcanza su máximo en los bordes del contacto. Las expresiones de las tensiones normales y tangenciales generadas en el contacto no se detallan en esta tesis, pero se encuentran desarrolladas por Johnson [21].

Al considerar los efectos de la plasticidad en el contacto, si los valores de COF_c son suficientemente altos, puede ocurrir que las tensiones tangenciales introducidas sean suficientes para superar el límite elástico del material. Para valores de $COF_c < 0,25$ según el criterio de Tresca, y $COF_c < 0,3$ para el criterio de Von Misses, la plasticidad se alcanza en la región subsuperficial, es decir, por debajo de la superficie. Si bien dependen de los materiales en contacto, el límite elástico se supera para valores de z/a entre 0,4 y 0,5 para la mayoría de los metales [22], siendo z la distancia entre el punto considerado y la superficie de contacto. A mayores valores del COF_c , el límite de fluen-

cia se supera en la región superficial [21]. Cabe mencionar que en bajo estas condiciones, los campos de tensiones normales y tangenciales dejan de ser independientes.

2.2.3. Contacto con micro-deslizamiento

Considerando nuevamente las leyes de fricción macroscópica [12], si la fuerza aplicada para ejercer el movimiento no es suficiente para vencer a la de fricción, Q_{est} , no se produce el deslizamiento entre las superficies, pero si se generan tensiones tangenciales en el contacto. Debido a la forma de distribución de las presiones normales, Fig. 2.4, su valor puede ser suficiente para impedir el movimiento relativo entre superficies en el centro del contacto, generando una región de adherencia o *stick*. A su vez, como la presión tiende a cero hacia los bordes, en dichas zonas se puede producir un deslizamiento relativo o *slip* entre las superficies.

Para establecer el límite entre las regiones de *stick* y *slip*, se considera que el deslizamiento se genera en aquellas regiones donde la tensión tangencial local $q(r)$ supere el valor de tensiones límite para que ocurra el desplazamiento. Esta valor esta dado por el producto del $COF \cdot q(r)$, siendo el COF igual a la relación Q/P . Como existen zonas que deslizan y otras que no, como se explicó en la Sección 2.1.2, es inapropiado hablar de un COF_e o COF_c , motivo por el cuál se lo denomina simplemente COF . En estas condiciones, la tensión tangencial interfacial $q(r)$ viene dada por la Ec. 2.12, donde a es el radio de la región de contacto, c es el radio de la zona que se halla adherida y r es la distancia desde el centro del contacto.

$$|q(r)| = COF \cdot p_0 \left\{ \left(1 - \frac{r^2}{a^2} \right)^{\frac{1}{2}} - \left(1 - \frac{r^2}{c^2} \right)^{\frac{1}{2}} \right\} \quad (2.12)$$

La distribución de tensiones para este caso se presenta en la Fig. 2.6. Se puede observar que el valor de c es dependiente del valor de la fuerza Q , Ec. 2.13.

$$c/a = \left(1 - \frac{Q}{COF \cdot P} \right)^{\frac{1}{3}} \quad (2.13)$$

Luego, para P constante, Q es variable en la región de la zona de contacto. Si se incrementa gradualmente el valor de Q desde cero, se empieza a producir el deslizamiento en los bordes del contacto y con el continuo incremento del valor de Q una proporción mayor de la zona de contacto presenta deslizamiento relativo, en virtud de la Ec. 2.13.

Cuando se produce el deslizamiento relativo en toda la superficie, Q supera el valor de $COF \cdot P$, siendo en este caso $COF = COF_c$, presentándose el caso explicado en la Sección 2.2.2. Este condición se corresponde con un valor $Q/P = 1$ en la Fig. 2.6(b).

Esta condición de contacto en la cual se presentan zonas adheridas y otras con

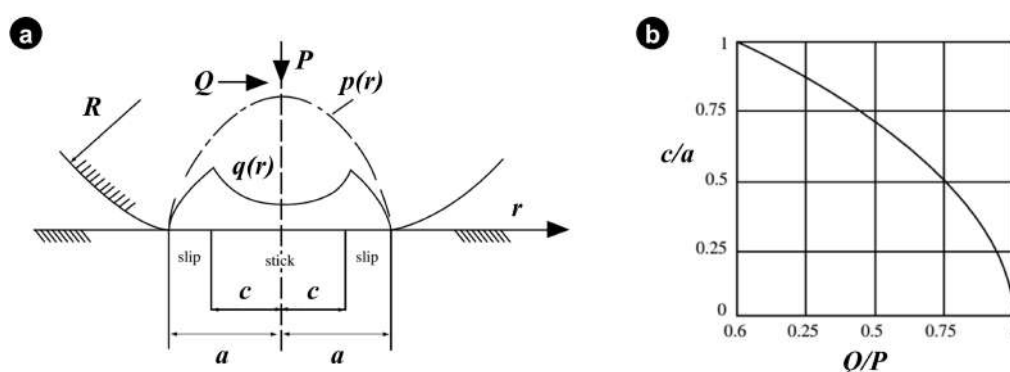


Figura 2.6: (a) Tensiones en un contacto entre una esfera y un plano bajo la aplicación de una carga tangencial Q sin deslizamiento relativo total, (b) Reducción de la región central de *stick* en función de la relación Q/P [22].

deslizamiento relativo se denomina deslizamiento parcial o *partial slip*. A diferencia de ello, cuando el deslizamiento relativo se presenta en toda la superficie aparente de contacto, esto se denomina condición de deslizamiento total o *gross slip*.

2.2.4. Contacto con micro-deslizamiento y plasticidad

Hasta el momento, las ecuaciones desarrolladas suponen que la deformación en los cuerpos es elástica. Pero, debido a lo finito de las áreas de contacto se puede superar el límite elástico de los materiales, presentándose los efectos de la plasticidad en el contacto. Estos efectos para un contacto con deslizamiento parcial fueron estudiados por Ödfalk y Vingsbo [23]. La ley de Amontons [12] considera que las asperezas de las superficies en contacto son rígidas y bajo la acción de una tensión tangencial q se fracturan sin una previa deformación plástica o elástica, cuando se produce un deslizamiento global en el contacto. Ödfalk y Vingsbo [23] hallaron que bajo condiciones de deslizamiento parcial, cuando se supera el límite elástico, las asperezas en contacto que se hallan en la región de *stick* se deforman elásticamente en el centro del contacto. Luego, existe un anillo que rodea a dicha zona en el cual las asperezas se deforman plásticamente pero no son fracturadas (*yield annulus*), la cual a su vez es rodeada por una región anular de deslizamiento (*slip Annulus*) donde las asperezas en contacto se fracturan sin deformación previa, de acuerdo a la ley de Amontons. Un esquema de la distribución de dichas regiones es presentada en la Fig. 2.7(a).

Luego, bajo la acción combinada de las tensiones normales y tangenciales la fuerza normal para alcanzar la plasticidad P_y disminuye a medida que la relación Q/P aumenta, es decir, al aumentar el COF, como se presenta en la Fig. 2.7(b). Esto se halló para el caso del contacto entre un acero y una aleación $Cu - Si$. La determinación exacta de las curvas para la determinación de la plasticidad en el contacto es difícil debido a la complejidad de las ecuaciones de las tensiones de contacto y la presencia de efectos

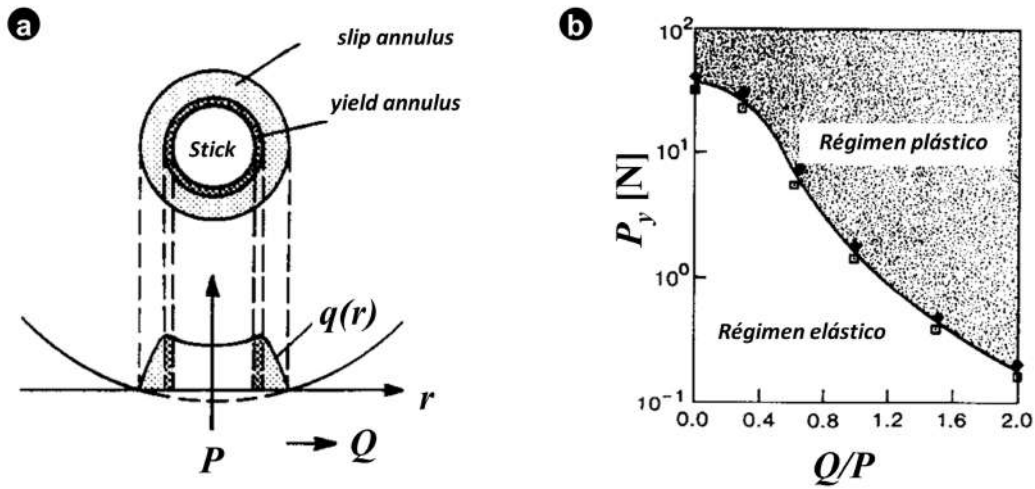


Figura 2.7: (a) Región de contacto con deformación plástica en deslizamiento parcial, (b) Carga normal para plasticidad P_y en función de la relación Q/P para acero (rombo lleno) y una aleación $Cu - Si$ (cuadro vacío). Modificado de [23].

dinámicos y térmicos [23].

2.3. Diferencias entre daño por fretting y por deslizamiento recíprocante

En general, es aceptado que el daño por *fretting* se presenta entre dos cuerpos en contacto con un deslizamiento relativo con valores de δ que van desde $1\ \mu\text{m}$ hasta unos 150 a $300\ \mu\text{m}$ [2]. Una vez superado este límite, se considera que no existe ya un mecanismo de daño por *fretting* sino uno de desgaste por deslizamiento recíprocante (*reciprocating sliding wear*). Por ello es importante definir cual es la diferencia entre dichos procesos de daño.

A nivel fenomenológico, la principal diferencia entre estos procesos de daño esta asociada a la relación entre δ y las dimensiones del área aparente de contacto, como se presenta en la Fig. 2.8.

Debido a que en *fretting* las magnitudes del desplazamiento relativo son pequeñas comparadas con el área aparente de contacto entre las superficies, es decir $\delta < a$, siempre existe una región que no se halla expuesta al medio ambiente que rodea al tribosistema. Esto origina que el material removido por el roce entre las asperezas de las superficies se acumule en el centro del contacto, haciendo que los mecanismos de desgaste se hagan más complejos por la presencia de un tercer cuerpo. Como ya se mencionó, este tercer cuerpo formado por el material desprendido de las superficies originales se denomina *debris* o tribopartículas [24].

En cambio, en el desgaste por deslizamiento recíprocante, al ser mayor el desplazamiento relativo entre las superficies con $\delta > a$, toda el área de contacto queda expuesta

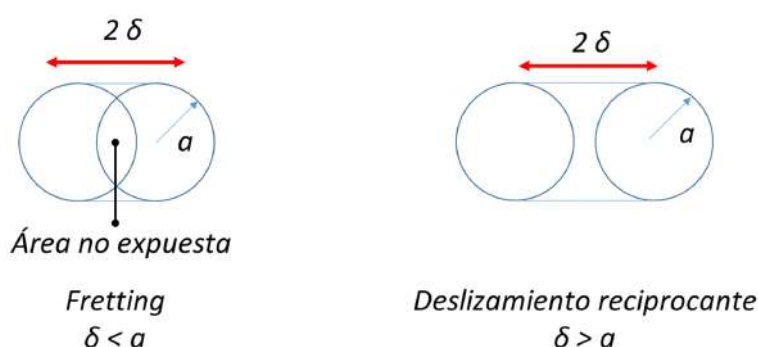


Figura 2.8: Diferencias entre el daño por *fretting* y el deslizamiento recíprocante. a representa el radio de contacto y δ es la amplitud de deslizamiento impuesta.

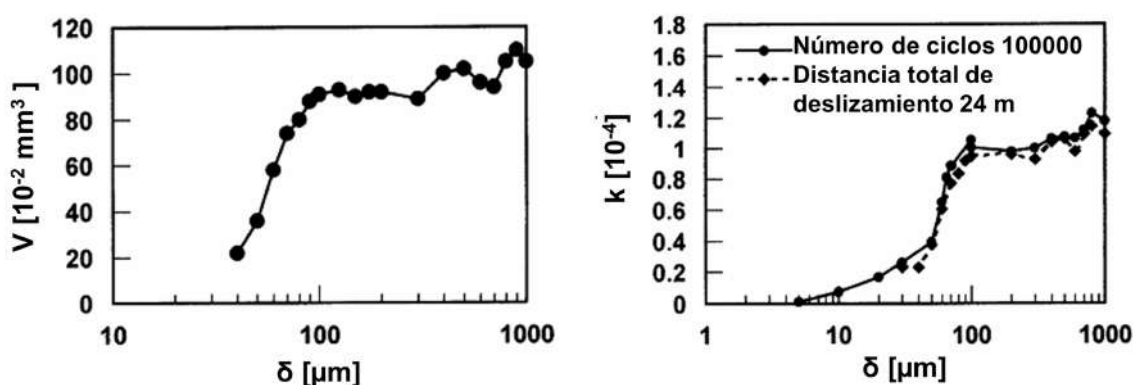


Figura 2.9: Evolución del volumen removido V y la constante de desgaste k para distintos valores de δ en el par AISI 52100/AISI 52100. Modificado de [25].

al medio y el material desprendido puede escapar más fácilmente de la zona de contacto. Esto conlleva a cambios en los mecanismos de desgaste, generando que las tasas de desgaste y los mecanismos de daño sean idénticos a los del desgaste deslizamiento unidireccional [25]. Para este último caso, el volumen removido es independiente de la amplitud del deslizamiento δ pero depende de la longitud total de deslizamiento, es decir, del número de ciclos si el deslizamiento impuesto es recíprocante.

Esto fue demostrado en trabajos sobre un par AISI 52100/AISI 52100 [25], donde para iguales condiciones de ensayo, por encima de un determinado valor de δ , los valores de V y k se mantienen constantes y solo dependen de la distancia total de deslizamiento, como se muestra en la Fig. 2.9.

2.4. Mapas de *fretting*

Un modo de sistematizar los datos de diversos ensayos de desgaste esta constituido por los mapas de desgaste, los cuales fueron introducidos por Lim y Ashby [26]. Estos autores reunieron los datos del volumen removido bajo diferentes condiciones de ensayos tales como la presión de contacto, la temperatura y la velocidad del ensayo

para establecer qué mecanismos de desgaste predominan. El objetivo de estos mapas es mostrar cómo interactúan las diferentes variables del ensayo y también identificar el efecto de daño dominante para cualquier conjunto de condiciones dado.

Este concepto se adaptó al proceso de daño por *fretting*. Un mapa de *fretting* es un diagrama que se presenta los límites entre distintas condiciones de contacto o mecanismos de daño predominante en función de las variables relevantes del proceso. En general, se realizan en función de P y δ , pero también se construyen mapas de *fretting* en función de la fuerza de fricción Q y de la frecuencia del ensayo f , entre otras [2].

2.4.1. Condiciones de contacto

Vingsbo y Söderberg [2] fueron los primeros en introducir el concepto de mapas de *fretting* como una herramienta práctica para definir la condición de contacto presente en un ensayo de *fretting*. Para ello realizaron estudios utilizando una configuración de cilindros cruzados a 90° . Ellos hallaron que la evolución de la condición de contacto se puede determinar en base a las mediciones dinámicas de la fuerza tangencial o de fricción Q y el desplazamiento instantáneo impuesto entre las superficies D . Dichas variables forman lo que se denominan lazos $Q - D$ o lazos de *fretting*.

A partir de los lazos $Q - D$ se pueden distinguir tres condiciones, las que se presentan en la Fig. 2.10 y se describen a continuación:

- Condición de adherencia o *stick*. En esta condición P y δ son tales que el desplazamiento impuesto entre las superficies puede acomodarse por una deformación elástica, razón por la cual no se produce un desplazamiento relativo entre las superficies y se presenta una relación lineal entre la fuerza Q y el desplazamiento D , correspondiente con la curva tensión-deformación de las macrosuperficies. A pesar de ello, las asperezas entre las superficies en contacto, pueden sufrir cierta deformación plástica, siendo el daño en las superficies despreciable.
- Condición de deslizamiento parcial o *partial slip*. Bajo esta condición, se halla una región central de *stick* o adherencia rodeada de un área anular que presenta deslizamiento de acuerdo a los modelos teóricos. Con estas condiciones de contacto, se produce una región de concentración de tensiones en el borde entre las regiones que deslizan y que se mantienen adheridas, lo que favorece la generación de fisuras en el sentido normal al desplazamiento impuesto. Por ello, en esta condición, el principal mecanismo de degradación es la aparición temprana de fisuras que puede llevar a una disminución de la vida a fatiga del componente, mediante un proceso de FF.
- Condición de deslizamiento total o *gross slip*. En esta condición, el deslizamiento relativo se produce en toda la zona de contacto, no existiendo una región dentro

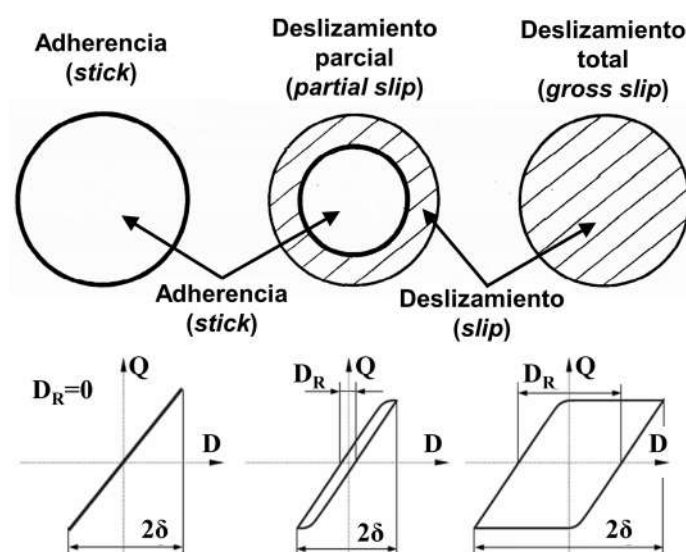


Figura 2.10: Condiciones de contacto y lazos $Q - D$ para las distintas condiciones. Modificado de [28].

del área de contacto aparente que presente adherencia. Las asperezas en contacto son rotas en cada ciclo y no es posible distinguir puntos de contacto individuales dentro del *scar* [2]. El lazo $Q - D$ para esta condición, presenta una región de acomodamiento elástico, el borde de transición al régimen de deformación plástica de las superficies y, mientras que se produce el deslizamiento relativo entre las superficies, la fuerza Q permanece constante de acuerdo al modelo de fricción de Coulomb [27]. El área de contacto presenta surcos o ranuras en la dirección de deslizamiento y el principal mecanismo de degradación es la remoción de material por desgaste.

Debido a que D representa el desplazamiento instantáneo impuesto, si el dispositivo fuera perfectamente rígido el ancho del lazo $Q - D$ tendría un valor igual a dos veces la amplitud de desplazamiento impuesta δ . Pero, debido a la elasticidad del dispositivo que transmite el movimiento y del propio contacto, el desplazamiento relativo que experimentan las superficies D_R es menor al desplazamiento impuesto. Como se presenta en la Fig. 2.10, el valor de D_R se determina para una condición de $Q = 0$. Este valor es importante para definir el límite entre una condición de *partial slip* y *gross slip* [29]. Los valores límites se definen en la Sección 5.1.

2.4.2. Regímenes de *fretting*

Los primeros mapas de *fretting* no consideraron que la condición de contacto puede evolucionar con el funcionamiento en servicio del componente o lo largo de un ensayo de laboratorio. Teniendo en cuenta eso, Zhou *et al.* [30] modificaron los mapas de *fretting* para tener en cuenta estas variaciones en las condiciones de contacto. En su trabajo se

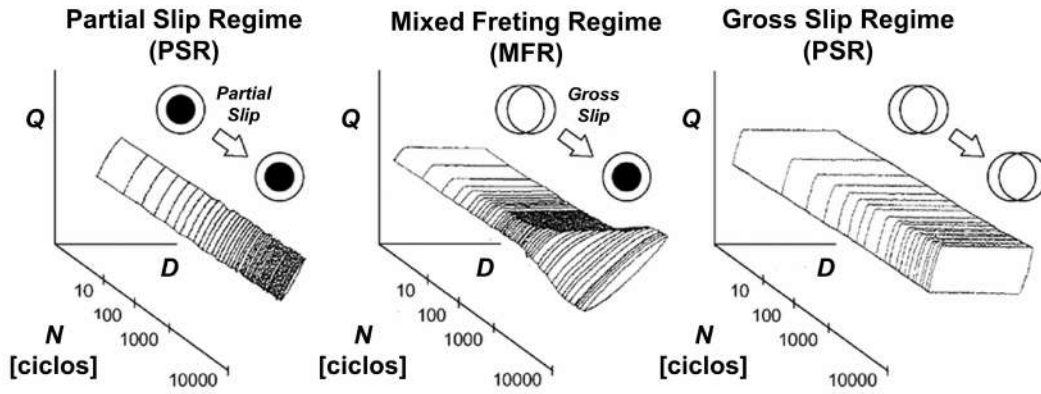


Figura 2.11: Regímenes de *fretting* y evolución de los lazos $Q - D$ para cada régimen. Modificado de [32].

considera que no existe una condición *stick* en el contacto, ya que siempre existirá un pequeño deslizamiento en los bordes del contacto. A su vez, se pueden presentar cambios desde una condición de *gross slip* a *partial slip* a lo largo del tiempo que dure el contacto. En general, durante los primeros ciclos de un ensayo se puede generar una condición de *gross slip* debido a que la contaminación de las superficies y el material adsorbido pueden funcionar como lubricante sólido [31]. Una vez removida dicha capa y producido el contacto metal-metal, se establece la condición que corresponde a las propiedades elásticas de los materiales y las condiciones externas impuestas, tales como P y δ . En base a esto, se definieron los regímenes de *fretting* en función del número de ciclos del ensayo N , lo que es equivalente al tiempo de duración del contacto. Los mismos se presentan en la Fig. 2.11 y se describen a continuación.

- Régimen de deslizamiento parcial o PSR (*Partial Slip Regime*). En este régimen, el par en contacto presenta en todo momento una condición de *partial slip* o puede evolucionar de dicha condición a una de *stick* a lo largo del ensayo.
- Régimen mixto de *fretting* o MFR (*Mixed Fretting Regime*). Bajo esta régimen, el contacto puede estar en una condición de *gross slip* y pasar a una condición de *partial slip* o viceversa lo largo del ensayo. Estos cambios pueden originarse más de una vez en un mismo ensayo.
- Régimen de deslizamiento total ó GSR (*Gross Slip Regime*). En este régimen la condición de *gross slip* en el contacto se mantiene a lo largo de todo el ensayo.

Analizando los cambios que se presentan en los regímenes de *fretting* para distintas condiciones de P y δ , se construyen los denominados mapas de *fretting* de las condiciones de servicio o RCFM (*Running Condition Fretting Map*), como se muestra en la Fig. 2.12.

Además, en el trabajo de Zhou *et al.* [30] se halló, mediante el análisis de las superficies en contacto y corte transversales de las mismas, que los materiales pueden responder de tres formas:

- sin dañarse o con una daño prácticamente despreciable (condición denominada *no degradation*),
- con la iniciación temprana de fisuras,
- con desprendimiento de material de la zona de contacto (desgaste).
- con formación de fisuras y desprendimiento de material.

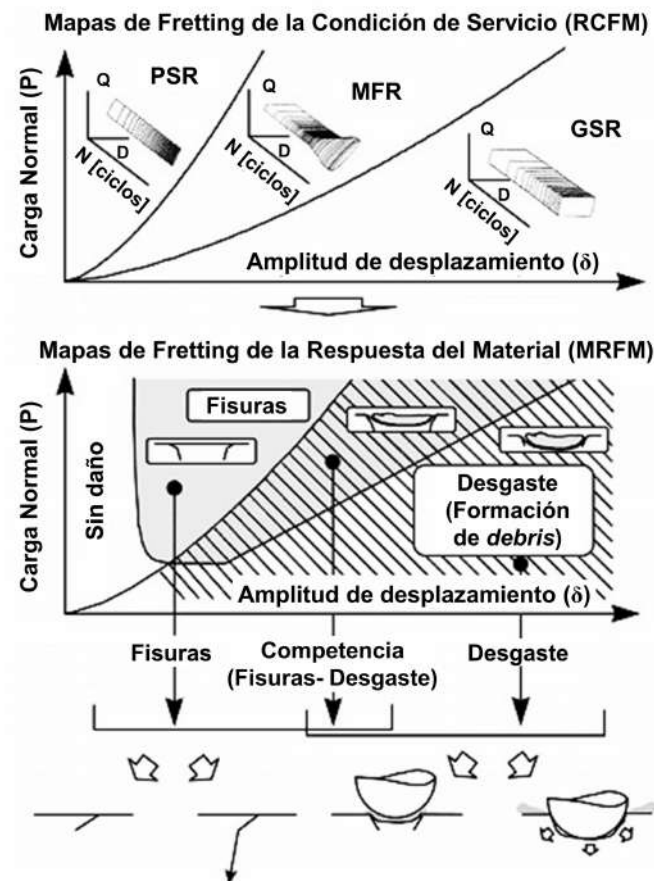


Figura 2.12: Mapas de *fretting* de las condiciones de funcionamiento RCFM y mapas de la respuesta del material MRFM. Modificado de [15].

Estos autores hallaron que, en general, los mecanismos de degradación (fisuración y desgaste) se presentan en conjunto pero uno es el que predomina. Se encontró que las superficies no sufren daño bajo el régimen PSR, cuando la condición de *stick* predomina, observándose sólo una deformación de las asperezas en las superficies en contacto. A su vez, el desgaste y el desprendimiento de *debris* se halló bajo el régimen GSR, cuando predomina un deslizamiento relativo entre la superficies, el que va acompañado de la

formación de capas compactas de material desprendido, las cuáles se adhieren a las superficies en contacto. A diferencia de esto, la formación de fisuras se halló cuando predominan las condiciones de *partial slip*, es decir, en los regímenes de MFR y en PSR, cuando en este último predomina la condición de *partial slip* a la de *stick*.

En base a cuál es el mecanismo de daño presente bajo distintas condiciones de P y δ , se construyen los denominados mapas de *fretting* de la respuesta del material o MRFM (*Material Response Fretting Map*) Un ejemplo se presenta en la Fig. 2.12.

Del análisis anterior, se puede observar que el régimen MFR es el más peligroso para el funcionamiento en servicio de un componente, debido a que pueden aparecer de manera simultanea procesos de formación de fisuras y remoción de material [29].

2.5. Influencia de los *debris* en el daño por *fretting*

Como se describe en la Sección 2.3, la principal diferencia entre el daño por *fretting* y el desgaste por deslizamiento es la acumulación del material removido en el contacto. Por ello, los *debris* son muy importantes en los fenómenos que se producen durante el daño por *fretting*.

Los *debris* en general presentan una alta relación superficie/volumen, por lo que son muy reactivos y en los ensayos en aire se oxidan casi inmediatamente o se van oxidando gradualmente a lo largo del ensayo, como se muestra en la Fig. 2.13. Luego, debido a las condiciones particulares del contacto, como ser la alta presión en las áreas reales de contacto así como el incremento de temperatura por el calor friccional generado, este material se compacta y puede sufrir un proceso de sinterizado que lleva a la formación de capas protectoras denominadas *glaze layer* [33].

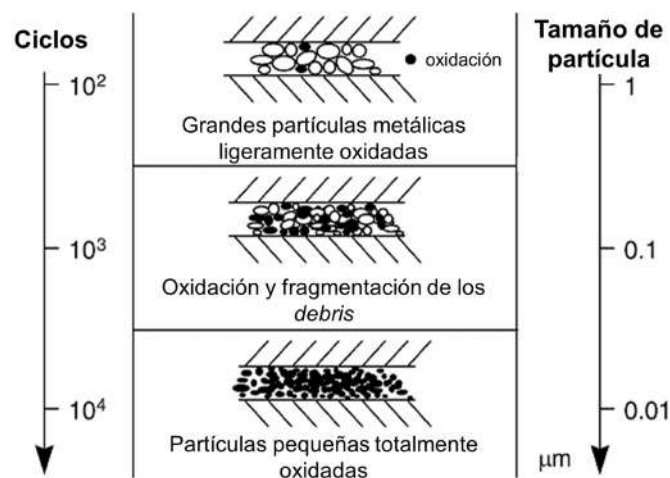


Figura 2.13: Creación y evolución del tercer cuerpo entre las superficies en contacto. Modificado de [34].

La existencia de estas capas de óxidos y también del material desprendido pero no

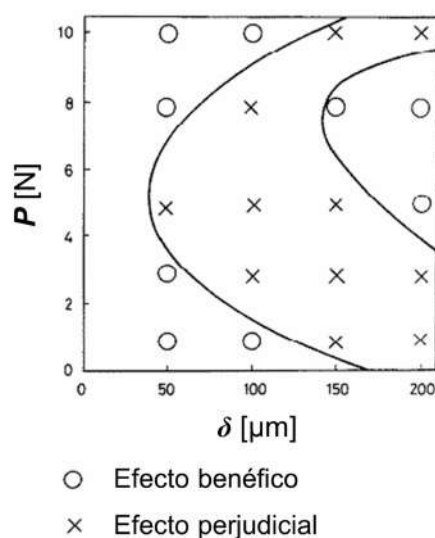


Figura 2.14: Mapa de la efectividad en la reducción del desgaste con el suministro de partículas de óxidos en ensayos de *fretting* para distintas condiciones [35].

compactado entre las superficies lleva a que los procesos de desgaste involucrados no sean simples y puedan existir varios mecanismos simultáneamente.

De hecho, las partículas oxidadas desprendidas y retenidas entre las superficies pueden ocasionar los siguientes fenómenos en el daño por *fretting* [35]:

- una acción abrasiva, aumentando la tasa de desgaste, debido a la mayor dureza de los mismos respecto al material base,
- un efecto protector, reduciendo el desgaste, ya sea por la formación de capas compactas de óxido o funcionando como un lubricante sólido entre las superficies,
- pueden no tener un efecto en el daño por desgaste.

Este cambio en las propiedades benéficas o perjudiciales respecto al desgaste de los *debris* fue analizado por Iwabuchi *et al.* [35]. En este trabajo se estudió la influencia de partículas de óxidos foráneas suministrada a superficies de aceros en contacto bajo un cierto rango de P y δ . Se halló que en ciertos casos actuaban como partículas abrasivas, acelerando el desgaste de las superficies, mientras que para otras condiciones las mismas eran benéficas y disminuían el daño por desgaste debido a la formación de capas compactas de óxidos. Estos resultados se hallan resumidos en la Fig. 2.14.

Por otro lado, si las partículas actúan como material abrasivo, aumentando el desgaste, es importante analizar el movimiento de los *debris* dentro del contacto y los posibles mecanismos de escape de los mismos. La cinemática del material retenido no es simple, ya que en un trabajo de Berthier *et al.* [36], se propone la existencia de 20 mecanismos de velocidad de acomodación, los que se originan por la combinación de 5 posibles sitios de acomodación (dos en los primeros cuerpos PC_i , constituidos por

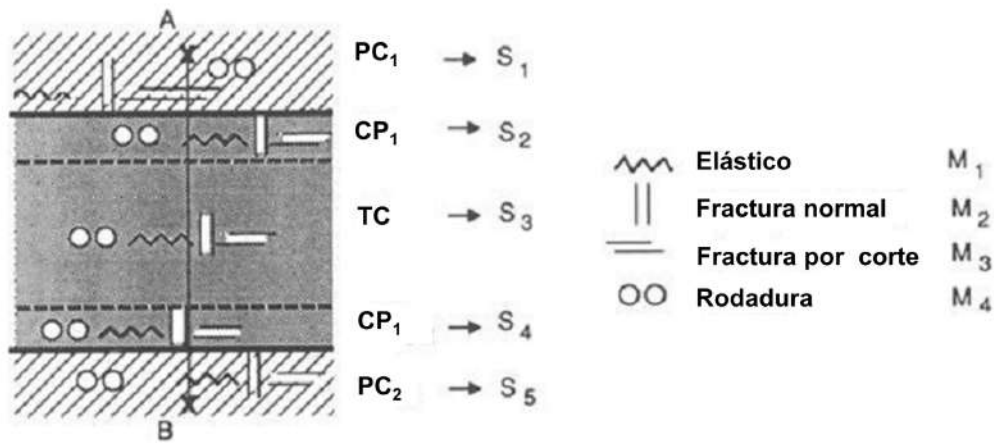


Figura 2.15: Velocidad de acomodación: sitios (S_i) y modos (M_i) [36].

las superficies en contacto, el tercer cuerpo TC y dos en las capas de polución natural (CP_i) junto a 4 modos de acomodación por cada sitio, como se presenta en la Fig. 2.15. Desde este punto de vista, durante el proceso de *fretting*, el contacto se presenta a la vez como una fuente (formación de partículas) y como un sumidero (expulsión de partículas) [37].

Además, las tribopartículas retenidas en el contacto influyen en el desarrollo de los lazos $Q - D$, Fig. 2.16, y bajo condiciones de *gross slip* existen 4 etapas en el desarrollo del proceso de *fretting*:

1. Eliminación de las capas superficiales de contaminación natural. Esta es la primera parte del proceso en el cual no se genera aún el contacto metal-metal.
2. Aumento de la interacción entre los primeros cuerpos (superficies en contacto), el cual va acompañado por un aumento de la fricción (incremento de Q) y por los cambios estructurales correspondientes al primer cuerpo (endurecimiento por deformación, por ejemplo, para los metales). Existe una gran deformación plástica por el deslizamiento en las superficies en contacto.
3. Desprendimiento de partículas metálicas de las superficies y formación de los *debris* (Fig. 2.13) con un paso gradual desde una condición de dos a tres cuerpos. La velocidad en el contacto se acomoda a través de las dos superficies denominadas pantallas, es decir, las capas de polución superficial (Fig. 2.15, capas CP_i) y la fricción en los primeros cuerpos disminuye (Fig. 2.15, capas PC_i).
4. Contacto de tres cuerpos caracterizado por una continua formación y expulsión de *debris*. Se alcanza un estado estacionario.

De lo antes expuesto se puede observar la importancia de los *debris* en el daño por *fretting*. Además, el efecto que los mismos poseen sobre el daño es complejo y depende

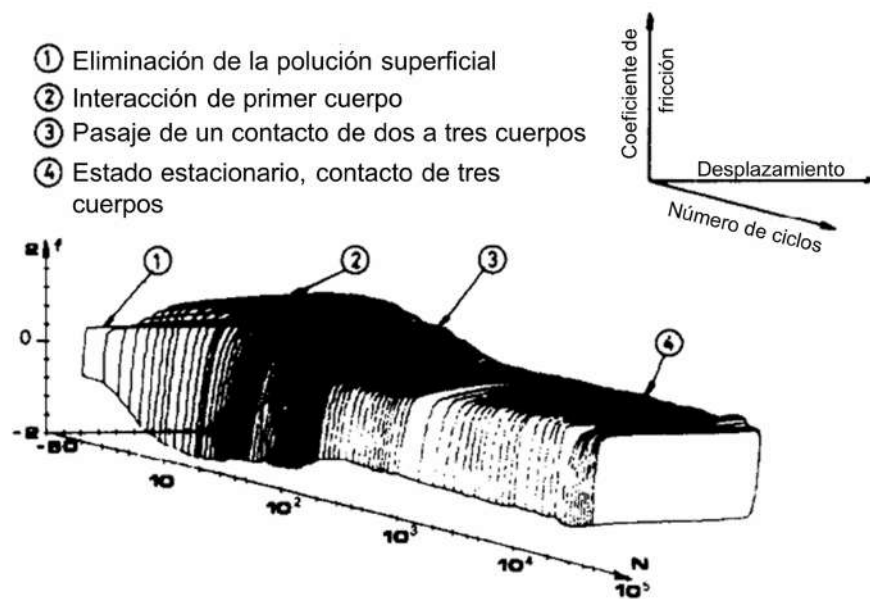


Figura 2.16: Esquema $Q - D - N$ para un acero con $P = 500 \text{ N}$ y $\delta = 50 \mu\text{m}$ con $f = 1 \text{ Hz}$ [37].

de muchos factores, como ser las fuerzas involucradas, los materiales en contacto, el desplazamiento impuesto, la elevación de temperatura por fricción, la cinemática de los *debris*, entre otros.

2.6. Resumen del capítulo

En este capítulo se presentaron los conceptos básicos necesarios para entender los mecanismos de fricción y desgaste que tienen lugar en el daño por *fretting*.

Se estableció la diferencia entre el daño por *fretting* y el desgaste por deslizamiento recíprocante.

Luego, se presentaron las posibles condiciones de contacto presentes en el daño por *fretting* así como los mapas de *fretting* que surgen de analizar el cambio de dichas condiciones con el tiempo. A su vez, se establece el mapa de la respuesta del material en base a los posibles mecanismos de degradación que pueden presentarse en el contacto.

Por último, se analizó la importancia de los *debris* en el daño por *fretting*.

Capítulo 3

Materiales y métodos experimentales

En este capítulo se especifican los materiales que se van a estudiar así como sus propiedades mecánicas y microestructurales. Luego, se definen los tipos de ensayos de *fretting* a realizar y se presenta el diseño y funcionamiento del dispositivo de ensayos utilizado. Por último, se evalúan los métodos usados para la caracterización del daño por *fretting* y seleccionan las técnicas a utilizar para este fin, seguido de una descripción de los métodos de preparación de muestras para su estudio.

3.1. Materiales estudiados

En esta tesis se utilizaron TGVs sin costura fabricados en I 800 e I 690 por la empresa argentina FAE S.A. (Fabrica de Aleaciones Especiales). Los mismos poseen un diámetro externo 15,88 mm con un espesor de pared de 1,13 mm para I 800 y 0,97 mm para I 690. La composición química de los TGVs, provista por FAE, se presenta en la Tabla 3.1.

Tabla 3.1: Composición elemental de los TGVs utilizados, provista por FAE (% en peso).

TGV	<i>Ni</i>	<i>Cr</i>	<i>Fe</i>	<i>C</i>	<i>Si</i>	<i>Mn</i>	<i>Co</i>	<i>S</i>	<i>P</i>	<i>N</i>	<i>Al</i>	<i>Ti</i>
I690	61,0	29,0	8,95	0,022	0,02	0,01	0,03	0,001	0,005	0,017	0,23	0,28
I800	33,0	21,6	42,2	0,017	0,54	0,55	0,015	0,003	0,01	0,008	0,29	0,41

En Argentina, TGVs de I 800 son utilizados en las Centrales Nucleares de Embalse, Atucha I y Atucha II. En particular, los TGV de I 800 utilizados en esta tesis son de la partida fabricada para el proyecto de extensión de vida de la Central Nuclear Embalse. Por otro lado, el I 690 es el material utilizado actualmente en la mayoría de los reactores del tipo PWR en el mundo y es el material que se utilizará para la fabricación de los TGVs del reactor nuclear CAREM [38].

Las propiedades mecánicas de los mismos como ser la tensión de fluencia σ_y y la tensión máxima σ_{UTS} , en la dirección longitudinal, fueron determinadas en la Tesis Doctoral de Bergant [39] mediante ensayos de tracción uniaxial a 25 °C. Los resultados obtenidos de estos ensayos se presentan en la Tabla 3.2. Los módulos de elasticidad E reportados en dicha tabla fueron obtenidos de ASME Sección II [40], para la temperatura de interés

Tabla 3.2: Principales propiedades mecánicas de los TGVs utilizados a temperatura ambiente [39][40].

Material	σ_y al 0,2 % [MPa]	σ_{UTS} [MPa]	E [MPa]
I 800	260	610	196
I 690	320	686	208

La dureza superficial de los materiales de TGV fue determinada mediante ensayos de dureza Vickers (HV), aplicando una carga de 0,3 kg en la tesis de Maestría de Claramonte [41]. Se obtuvo una dureza promedio de 210 kg mm⁻² para el TGV de I 800 y de 286 kg mm⁻² para el I 690.

A pesar de la diferencias de composición, I 800 e I 690 presentan a temperatura ambiente la misma microestructura que a 650 °C, una fase γ de estructura cúbica centrada en las caras o FCC (*face centered cubic*), como lo muestra el diagrama ternario de la Fig. 3.1. La microestructura de los TGVs se presenta en la Fig. 3.2. Para la preparación metalográfica de las muestras se utilizaron telas de esmeril de *SiC* de graduación 240, 400, 600, 1000 y 2000. Luego se realizó un pulido con pasta de diamante de 1 μ m. Para la observación de los bordes de grano se realizó un pulido electroquímico de las muestras utilizando una solución acuosa con 60 % vol. de HNO_3 , aplicando una tensión 1,5 V durante 60 s. Se halló que el I 690 posee un tamaño de grano de 50 μ m, mientras que para I 800 el valor fue de 25 μ m.

Las placas soportes del TGV y las barras antivibración (BAVs) en general son elaboradas a partir de aceros inoxidables ferríticos (AISI 405 y 409) o martensíticos (AISI 410). También se han utilizado acero inoxidables austeníticos (AISI 347), aunque esto es poco frecuente [7].

En la determinación de los mapas de *fretting* se utilizaron dos tipos de aceros inoxidables como materiales para emular el contacto del TGV con la placa soporte:

- AISI 304L, el cual se presenta como potencial candidato en la fabricación de soportes de TGV del reactor CAREM 25 [38].
- AISI 420, el cual, si bien no suele utilizarse en aplicaciones nucleares, posee una composición química que es similar a la del AISI 410 pero con mayor contenido de *C*. Este material es el que se hallaba disponible en el mercado local.

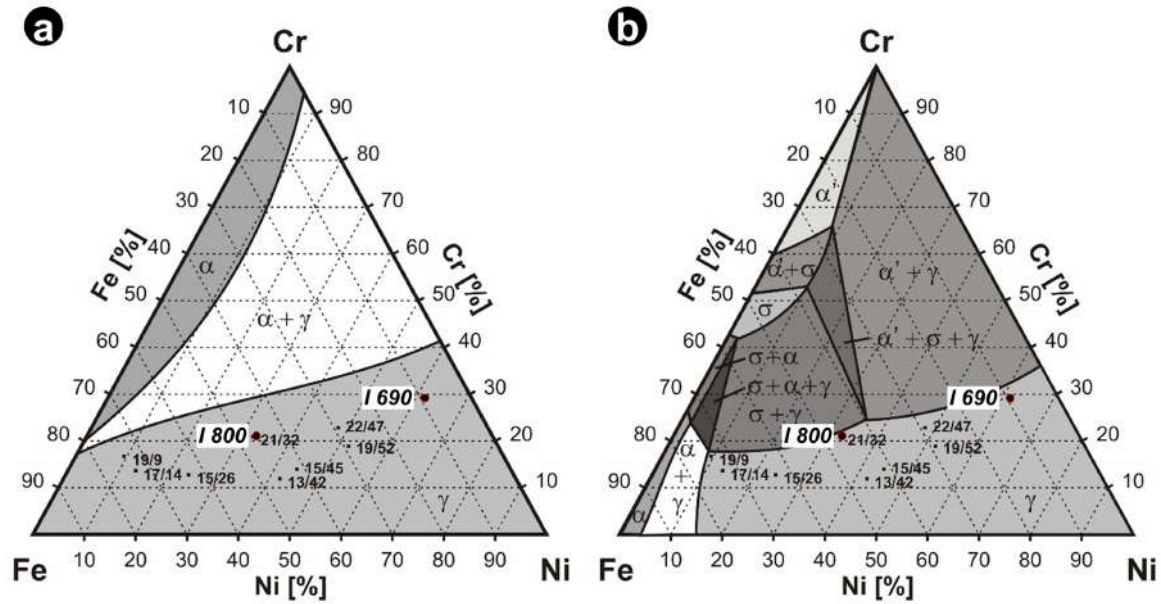


Figura 3.1: Diagrama de fases ternario $Fe - Ni - Cr$ para una temperatura de (a) 1050 °C y (b) 650 °C [42].

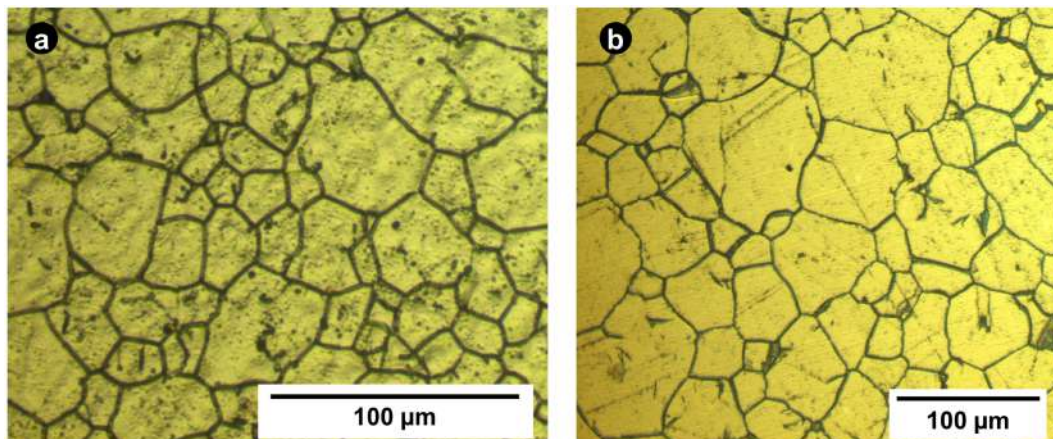


Figura 3.2: Microestructura de los TGVs observada por LM para (a) I 800 y (b) I 690.

En la fabricación de los patines se utilizaron barras trefiladas, fabricadas de acuerdo con la norma ASTM A276 [43], con un diámetro exterior de 15,88 mm igual al de los TGVs. La composición química de los mismos se presenta en la Tabla 3.3, y los valores de σ_y , σ_{UTS} , elongación a la ruptura e y dureza brinell (HB) se presentan en la Tabla 3.4. Estos valores se han ido obtenidos de los certificados del material provistos por el fabricante, que se presentan en el Apéndice A.

Tabla 3.3: Composición elemental de los patines utilizados, provista por el fabricante (% en peso).

Patín	<i>C</i>	<i>Si</i>	<i>Mn</i>	<i>P</i>	<i>S</i>	<i>Cr</i>	<i>Ni</i>	<i>Mo</i>	<i>Cu</i>	<i>Co</i>
304L	0,028	0,68	1,65	0,036	0,018	18,04	8,05
420	0,16	0,41	0,61	0,039	0,020	12,11	0,20	0,020	0,20	0,030

Tabla 3.4: Principales propiedades mecánicas de los patines utilizados. Valores provistos por el fabricante.

Material	σ_y al 0,2 % [MPa]	σ_{UTS} [MPa]	e [%]	HB
304L	532	722	42	222-225
420	608	686	24	203

Para evaluar el efecto de la composición elemental de los materiales del contacto en el daño por *fretting*, Sección 4.2, se utilizaron patines de otros materiales, cuya composición se presenta en la Tabla 3.5.

Tabla 3.5: Composición (% en peso) de los patines utilizados en la Sección 4.2.

Material	<i>Ni</i>	<i>Cr</i>	<i>Fe</i>	<i>C</i>	<i>Si</i>	<i>Mn</i>	<i>S</i>	<i>Cu</i>
304	8-11	18-20	66,6 mín.	0,08	1	2	0,003	...
1060	98 mín.	0,55- 0,65	0,15- 0,35	0,6-0,9	0,05 máx.	...
Cu	99,9

3.2. Tipos de ensayos de *fretting* a utilizar

En base a los objetivos de esta tesis, definidos en la Sección 1.4, se realizaron ensayos de laboratorio del tipo FW.

Con el fin de estudiar el daño por *fretting* en los TGVs de la industria nuclear, en una primera aproximación al problema, se decidió utilizar en los ensayos una geometría de cilindros cruzados a 90°. Dicha disposición obedece a que esta geometría es similar al contacto de una esfera con un plano y se pueden aplicar las condiciones de contacto

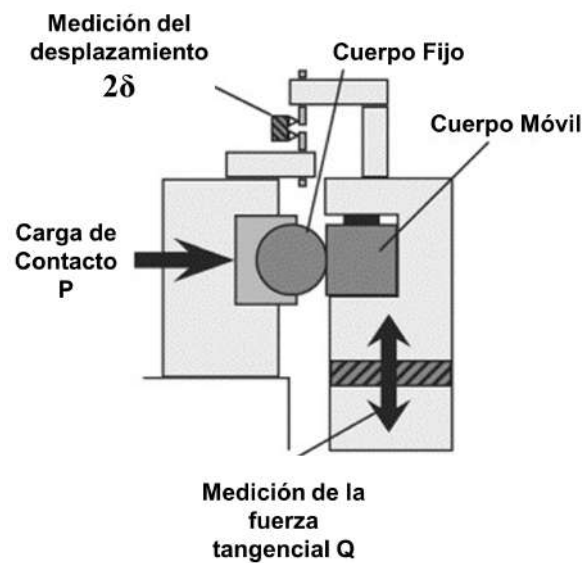


Figura 3.3: Esquema de un dispositivo para ensayos de *fretting* y sus partes constituyentes. Modificado de [44]

de la Sección 2.2.1. Por otro lado, muchos de los estudios de *fretting* reportados en la literatura se realizaron utilizando esta geometría, lo que permite la comparación entre dichos resultados y los obtenidos durante el desarrollo de esta tesis.

3.3. Partes de un dispositivo de ensayos de *fretting*

Un dispositivo de ensayos de FW debe contar con los elementos que se presentan esquemáticamente en la Fig. 3.3 y se detallan a continuación:

- dos cuerpos en contacto, uno de los cuales será fijo y el otro móvil.
- un mecanismo que genere el desplazamiento del cuerpo móvil y origine el deslizamiento relativo entre superficies, al que llamaremos actuador (*actuator*, del inglés).
- un transductor de desplazamiento, que registre el deslizamiento relativo entre las superficies en contacto, el cual idealmente se corresponderá con el doble de la amplitud de deslizamiento impuesta δ .
- un dispositivo encargado de aplicar la carga normal de contacto P entre las superficies.
- un transductor de carga que registre la fuerza de fricción Q entre las superficies.

Existe desde el año 2010 una norma de ensayos de FW, la norma ASTM G204 [45], que establece las condiciones del ensayo tales como P , δ y la duración del ensayo. Sin

embargo, la misma no establece nada en particular sobre el dispositivo a utilizar para realizar las pruebas. Por ello, en los diversos trabajos publicados en la literatura, se utilizan diferentes tipos de actuadores y transductores. Una descripción de los mismos se presenta en el Apéndice [B](#)

3.4. Dispositivos de ensayos

3.4.1. Actuador y transductores

Luego de la revisión de actuadores realizada y teniendo en cuenta los equipos disponibles en la División Física de Metales del Centro Atómico Bariloche (CAB) se eligió utilizar una máquina universal de ensayos servohidráulica como actuador, para que la misma ejecute y controle el desplazamiento impuesto al cuerpo móvil.

En este trabajo se utilizó una máquina servohidráulica MTS 810 la cual posee un pistón, que es el actuador hidráulico, montado en la base del bastidor de carga. Dicho dispositivo es el que ejerce la carga y controla el posicionamiento de las mordazas móviles de la máquina. El fluido hidráulico es aplicado a ambos lados de un pistón de doble efecto de manera de lograr el avance o retroceso del pistón en la dirección vertical. Una servoválvula controla el sentido y caudal de fluido al actuador. Además, esta máquina cuenta con acumuladores neumáticos que suprimen las fluctuaciones de la presión en la línea con el fin de ejecutar un mejor control del desplazamiento.

La máquina de ensayos posee varias modalidades de control: por desplazamiento, carga o deformación. En los ensayos de FW realizados se utilizó el control de desplazamiento. Dicha máquina de ensayos puede alcanzar una frecuencia máxima de 50 Hz con un rango máximo de desplazamiento de ± 75 mm. Para el control de desplazamiento, el pistón cuenta con un transductor del tipo transformador diferencial variable lineal o LVDT (*Linear Variable Differential Transformer*). Este fue usado para registrar el desplazamiento impuesto.

Distintas pruebas en esta máquina permitieron alcanzar valores de δ de hasta 100 μm a una frecuencia de 30 Hz. Bajo estas condiciones, el error en el posicionamiento del pistón ronda los 2 μm .

3.4.2. Desplazamiento impuesto y desplazamiento experimentado en el contacto

Debido a que el deslizamiento impuesto por el pistón es registrado por el LVDT de la máquina, el cual se halla en la base del pistón hidráulico, puede existir una diferencia entre el desplazamiento impuesto y el experimentado en la zona del contacto. Esto es debido a las posibles variaciones de longitud por cambios en la temperatura del pistón,

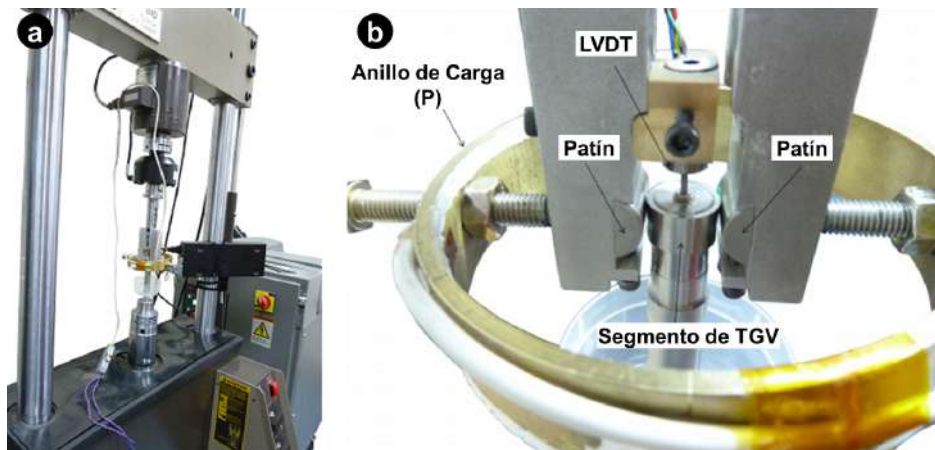


Figura 3.4: Verificación del desplazamiento impuesto en el contacto (a) arreglo experimental utilizado [41] y (b) detalle del sistema de verificación del desplazamiento impuesto.

así como por la elasticidad del mismo.

Para eliminar los efectos de dilatación térmica, antes de comenzar el ensayo, primero se debe realizar una rutina de calentamiento del equipo. Dicha rutina consiste en aplicar un movimiento sinusoidal al pistón del orden del 60 % de su carrera máxima durante 1 h a baja frecuencia (0,04 Hz) de manera que tanto el pistón como el fluido hidráulico alcancen una temperatura estacionaria de trabajo de 40 °C. De este modo se evita que, durante el incremento de temperatura del pistón desde la temperatura ambiente a la de servicio, la dilatación lineal del pistón afecte a la medida y el desplazamiento impuesto.

En lo que respecta a las diferencias en los desplazamientos asociadas a la elasticidad del material del pistón, considerando las dimensiones del mismo, las propiedades elásticas del material y considerando el caso de una fuerza Q en el contacto de unos 100 N, la variaciones esperadas son inferiores a 1 μm , lo cual es menor que el error de posicionamiento del pistón y, por lo tanto, despreciable.

Luego, para verificar que el desplazamiento medido por el transductor de la máquina sea el mismo que el impuesto en el extremo del pistón donde se montarán las muestras, se realizó una verificación previa a la realización de los ensayos, como se muestra en la Fig. 3.4. Esta consistió en comparar el desplazamiento registrado por el LVDT de la máquina con un segundo LVDT, montado sobre el portamuestras del TGV. La diferencia observada entre ambos sensores fue despreciable e inferior al micrón. Los detalles de esta verificación se presentan en la Tesis de Maestría de Claramonte [41].

3.4.3. Dispositivo de aplicación de la carga P

En la aplicación de la carga normal de contacto P se decidió utilizar la deformación elástica de un dispositivo que funcionaría como un resorte. Para ello se seleccionó un dispositivo en una configuración de viga en voladizo o fleje elástico. Dispositivos de ensayos con este principio se utilizaron con éxito en otros trabajos desarrollados en la

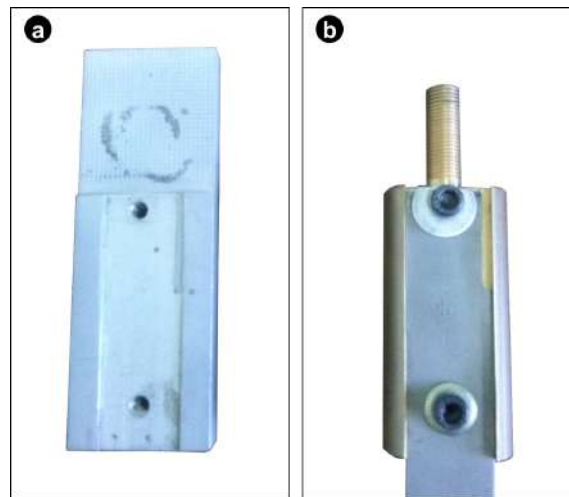


Figura 3.5: Soportes para el montaje del fleje elástico en la máquina de ensayos: (a) Con mordazas de agarre plano y (b) Sin mordazas, roscado en celda de carga.

División Física de Metales [41][46].

En la fabricación del fleje se utilizó una hoja de sierra de acero rápido Sin Par R modelo HMSHS-23055, de 450 mm de largo, 32 mm de ancho y espesor de 1,5 mm. De este elemento se cortó y dimensionó el fleje elástico al cual se realizó un granallado como acabado superficial. Las dimensiones finales del mismos fueron de 290 mm de largo con un ancho de 25,4 mm y un espesor de 1,4 mm.

Para utilizar el fleje es necesario un soporte en el cual se ancle el extremo empotrado del mismo. Se utilizaron dos soportes, los cuales se presentan en la Fig. 3.5. Un soporte se diseñó para ser utilizado en la máquina de ensayos con el uso de las mordazas hidráulicas con agarres (*grips*) planos fabricado en una aleación de aluminio y se presenta en la Fig. 3.5(a). Por otro lado, la Fig. 3.5(b) presenta el otro soporte utilizado el cual presenta un extremo roscado para poder conectarse directamente a la celda de carga montada sobre la máquina de ensayos sin la necesidad de utilizar las mordazas. En ambos soportes el fleje se acopla mediante dos tornillos como se muestra en la Fig. 3.5(b).

La calibración del fleje de carga se presenta en el Apéndice B. El fleje presento un valor de rigidez $k_f = 9,8 \text{ mm kg}^{-1}$, siendo el módulo de Young del material de $E = 191 \text{ GPa}$.

3.4.4. Configuraciones de ensayo

Como se detalla en el Apéndice B, una vez determinado el valor de E , se pueden obtener diferentes cargas normales P utilizando distintas combinaciones de l y Δ , Ec. B.1. l es la distancia entre la ubicación del patín a lo largo del fleje y el punto de empotramiento del mismo mientras que Δ es el alejamiento del fleje de su posición de



Figura 3.6: (a) Despiece del soporte de patines utilizado y (b) montaje sobre el fleje elástico.

equilibrio, la cual esta relacionada con diferentes alturas del patín utilizado.

Para emular el contacto que se produce entre el TGV y la placa soporte y lograr una configuración de cilindros cruzados a 90° se utilizó un patín que presenta una forma semi-cilíndrica. Con el fin de poder variar la posición del patín sobre el fleje y variar l , se utilizó el soporte de patines presentado en la Fig. 3.6(a). El mismo esta formado por dos placas unidas mediante tornillos, una placa superior donde se monta el patín y una placa inferior que tiene un calado para poder deslizarse a lo largo del fleje. El conjunto armado se presenta en la Fig. 3.6(b). Para los ensayos a temperatura ambiente el patín se adhirió a la placa superior mediante un adhesivo del tipo cianoacrilato.

Si bien en todos los casos se utilizó el fleje como dispositivo de carga normal y la máquina de ensayos MTS 810 para el control del desplazamiento impuesto, a lo largo de la presente tesis se utilizaron diferentes configuraciones de ensayos, las cuales se presentan a continuación:

- Ensayos en TGV con mordazas hidráulicas: fue utilizada en los primeros ensayos y se presenta en la Fig. 3.7. En la misma, se usaron las mordazas hidráulicas de la máquina de ensayos, utilizando mordazas en V, de agarre cilíndrico, sobre el pistón móvil para el montaje del TGV y mordazas de agarre plano sobre el bastidor fijo para el montaje del fleje. El fleje se montó utilizando el soporte de la Fig. 3.5(a). Se utilizó una celda de carga de 100 kN. En base a los valores de P utilizados y considerando como un valor de $COF = 1$, los valores de Q se estimaron menores a 100 N. Como estos valores de Q no serían adecuadamente registrados por la celda, no se elaboraron con esta disposición los lazos $Q - D$.
- Ensayos en TGV sin mordazas: para poder realizar los lazos de *fretting* o lazos $Q - D$, es necesario poder registrar los valores de Q durante el ensayo. Por ello, como una evolución del dispositivo anterior, en ensayos posteriores se utilizó la disposición presentada en la Fig. 3.8. Bajo esta configuración no se utilizaron las mordazas hidráulicas. Se registró Q mediante una celda de carga de 1 kN en la cual se hallaba roscado el soporte presentado en la Fig. 3.5(b) en el que se monta

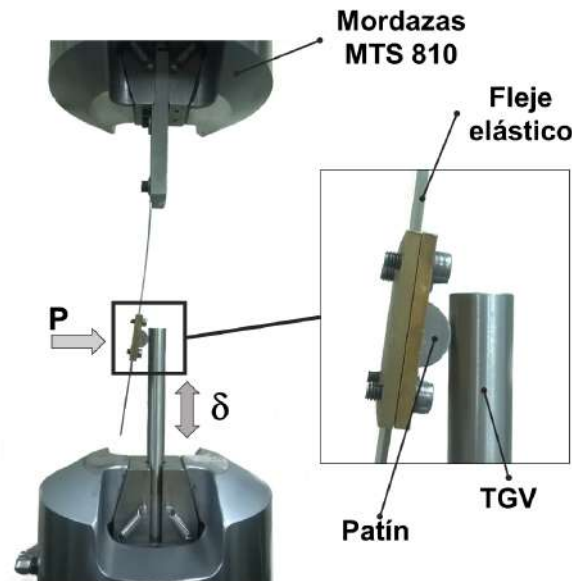


Figura 3.7: Dispositivo de ensayos utilizados para TGVs con mordazas hidráulicas.

el fleje elástico. A su vez, se utilizaron segmentos de TGV, los cuales se colocaron en un portamuestras solidario al pistón de la máquina.

- Ensayos de TGV en agua: esta configuración se presenta en la Fig. 3.9. Dicha disposición surge para poder realizar ensayos en agua y es similar a la anterior, sin la utilización de las mordazas hidráulicas y con una celda de carga de 1 kN para el registro de la fuerza Q . Sin embargo, el patín y el segmento del TGV se hallan sumergidos en agua destilada, la cual se coloca en un recipiente que va montado sobre el pistón. Los ensayos se realizaron en agua a temperatura ambiente.

3.5. Técnicas de caracterización utilizadas

Para la determinación del daño por *fretting* se seleccionaron distintas técnicas de caracterización dentro de las que se hayan disponibles en el CAB, las cuales se describen a continuación.

3.5.1. Microscopía óptica (LM)

En los estudios de *fretting* se utiliza generalmente la caracterización del daño superficial un microscopio óptico para la observación en detalle el daño sufrido en las superficies de contacto. Con el mismo se pueden determinar variables geométricas del *scar* tales como perímetro y área, las que se utilizan en los métodos geométricos utilizados en la cuantificación del volumen removido [47]. Dichos métodos están contemplados

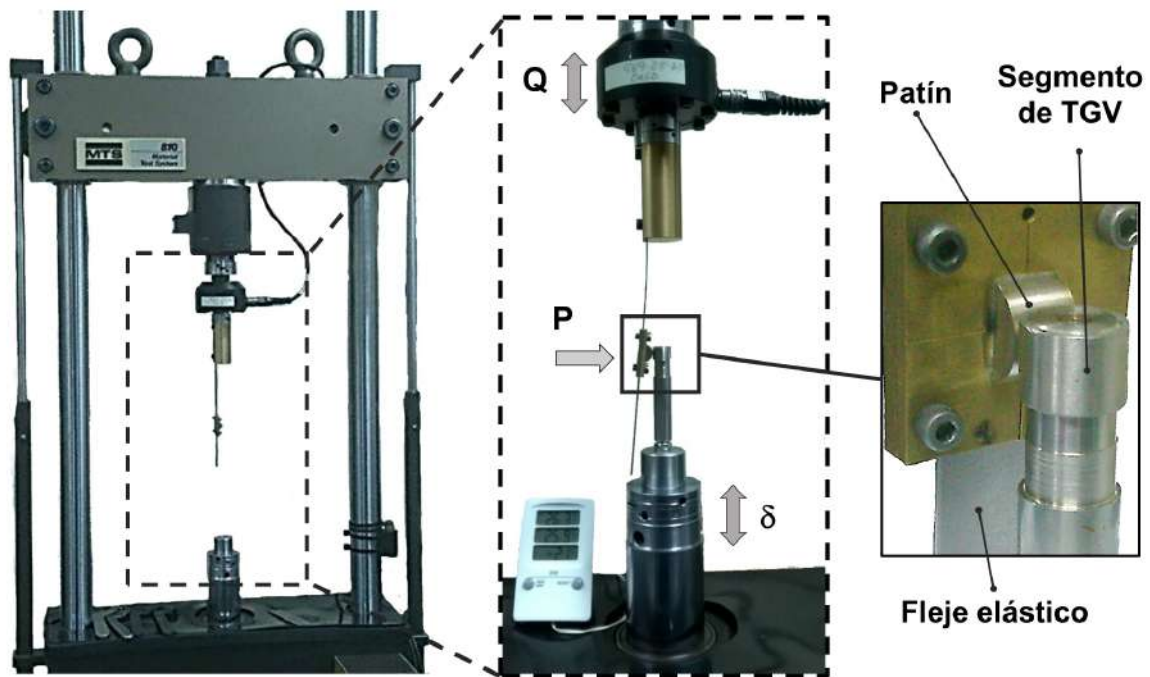


Figura 3.8: Dispositivo de ensayos utilizados muestras del tipo segmento de TGVs y celdas de carga para medir la fuerza tangencial Q .

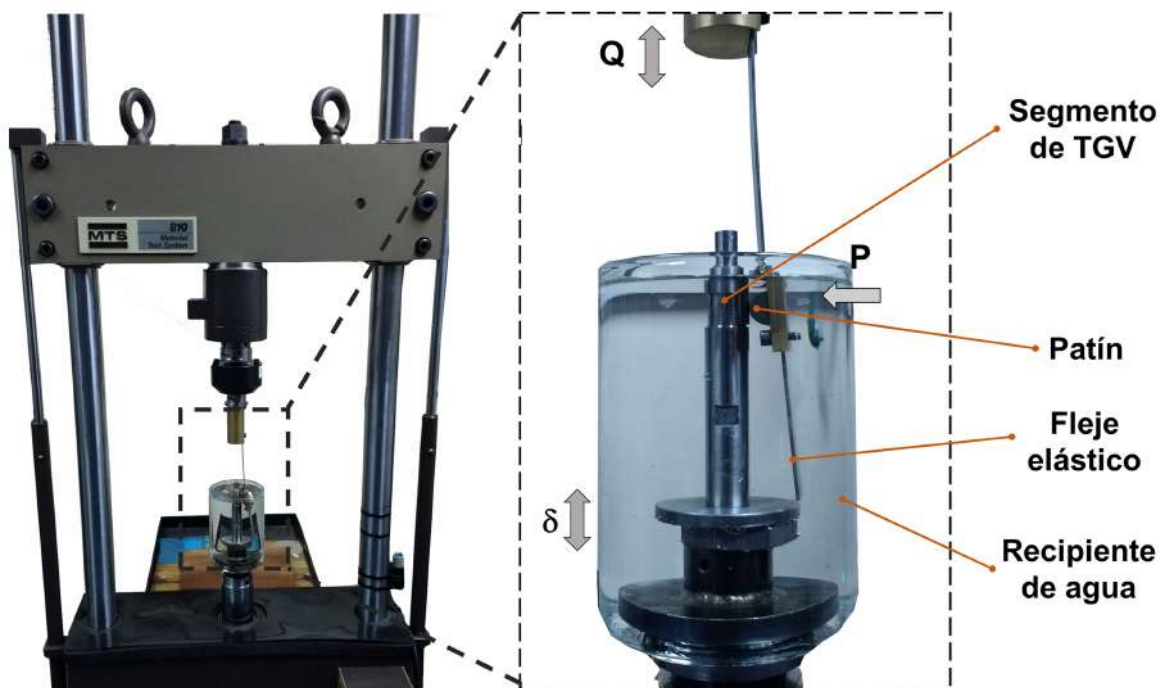


Figura 3.9: Dispositivo para ensayos en agua a temperatura ambiente utilizando muestras del tipo segmento de TGVs y celda de carga para medir la fuerza tangencial Q .

por las normas ASTM [45][48] que consideran que la zona dañada presenta una dada forma tridimensional, de acuerdo a la configuración de contacto utilizada. El volumen removido se calcula en base a mediciones de parámetros bidimensionales del *scar*.

Un microscopio óptico es un instrumento formado por un sistema de lentes que permiten la ampliación de la imagen de objetos pequeños. Esta técnica también se conoce como microscopía de luz o LM (del inglés, *Light Microscopy*) debido a que utiliza luz visible en la observación de las muestras.

Se utilizó un microscopio Leica DMRM con una cámara CCD acoplada. Este equipo permite observar muestras por reflexión, ubicando las muestras debajo del haz de luz visible y mediante la utilización de lentes objetivos con magnificaciones de 5, 10, 20 y 50X.

3.5.2. Microscopía electrónica de barrido (SEM)

La técnica de microscopía electrónica de barrido (SEM, *Scanning Electron Microscopy*) es utilizada frecuentemente en la determinación de variables cualitativas del daño por *fretting* [49][50], tales como el mecanismo de daño actuante (abrasivo, adhesivo, etc.) y la deformación superficial en la zona de contacto. También provee información sobre la composición química del material depositado o desprendido en las superficies a través de la técnicas de espectroscopía de rayos X dispersiva en energía (EDS, *Energy-Dispersive X-ray Spectroscopy*). Esta técnica permite el estudio y caracterización superficial de materiales conductores y no conductores, estos últimos con un tratamiento superficial especial, siendo una de sus principales ventajas la gran profundidad de campo que da a las imágenes una apariencia tridimensional [51].

En un SEM se utiliza un haz de electrones para la observación de la muestras el cual se enfoca mediante la utilización de lentes electromagnéticas. El equipo cuenta con un grupo de bobinas deflectoras que desvían el haz respecto al eje óptico y realizan el barrido sobre la superficie a estudiar. Las imágenes se realizan principalmente a partir de los electrones secundarios o SE (*Secondary electrons*) que emite la muestra por dispersión inelástica del haz incidente y brindan información sobre la superficie de la muestra (topografía o contraste por diferencia de alturas). Por otro lado, es posible generar imágenes utilizando la señal de electrones retrodispersados o BSE (*Back-Scattering Electrons*), los cuáles brindan información sobre variaciones en la composición elemental (contraste por número atómico). Debido a las interacciones entre el haz de electrones y la muestra se emiten rayos X característicos de los elementos constituyentes. La energía de dichos rayos es determinada en EDS para medir la composición elemental de la muestra.

Se utilizaron los siguientes equipos pertenecientes a la División Caracterización de Materiales:

- SEM Phillips modelo 515, con cañón de electrones de W.
- SEM FEI modelo Inspect S50, con cañón de electrones de W.
- SEM FEI modelo Nano SEM 230, con cañón de electrones del tipo FEG (*Field Emission Gun*, del inglés) que permite obtener imágenes de alta magnificación (del orden de 50.000X).

Todos estos equipos permiten la realización de análisis composicionales con la técnica de EDS mediante un dispositivo de microanálisis marca EDAX. Además, el Nano SEM 230 permite la realización de análisis composicionales de líneas y mapeos bidimensionales.

3.5.3. Microscopía electrónica de transmisión (TEM)

En el estudio de los *debris*, para la determinación de la composición elemental y estructura cristalina de los se utilizó la técnica de Microscopía Electrónica de Transmisión (TEM, *Transmission Electron Microscopy*).

Un TEM consiste en una fuente de electrones y un conjunto de lentes electromagnéticas que sirven para enfocarlos. En la formación de imágenes, se utilizan los electrones que atraviesan la muestra. Si al formar la imagen se emplea el haz transmitido que no ha sufrido dispersión, la imagen del objeto es oscura sobre un fondo brillante y se obtienen imágenes de campo claro o BF (del inglés, *bright field*). Por otro lado, si se utilizan electrones dispersados para construir la imagen, ésta aparecerá brillante sobre fondo oscuro obteniéndose imágenes de campo oscuro o DF (*dark field*). Para el estudio de la estructura cristalina de las muestras observadas se utilizan los patrones de difracción de electrones o EDP (*Electron Diffraction Pattern*), y junto con la técnica de alta resolución o HRTEM (*High Resolution TEM*) se puede extraer información de la estructura cristalina y los defectos del material tales como la formación de maclas o fases secundarias. Además, si se cuenta con un detector de EDS es posible realizar estudios composicionales con un haz de electrones de alrededor de 20 nm, utilizando los rayos X característicos emitidos por la muestra por lo que es posible obtener información sobre cambios locales en la composición química.

Se utilizó un TEM Phillips modelo CM200UT de la División Física de Metales, que cuenta con cañón de electrones de LaB_6 y resolución puntual de 0,2 nm, con equipo de microanálisis EDAX. Se utilizó el portamuestras Double Tilt (Double Tilt Ultra TWIN holder Phillips PW 6595/55). El voltaje de aceleración utilizado fue de 200 kV.

3.5.4. Perfilometría óptica (OP)

Un perfilómetro es un equipo que permite obtener la topografía de una superficie. El mismo se utiliza habitualmente en los ensayos de *fretting* para la determinación de la topografía del *scar*, y en base a la misma, poder calcular el volumen de material removido [52]. Existen dos tipos de perfilómetros, los de punta o de contacto y los ópticos. Con los primeros, se obtienen varios perfiles de profundidad equiespaciados y a partir de una interpolación de los mismos se determina la topografía, mientras que en los últimos es posible obtener la topografía de la superficie en una sola medida.

Un perfilómetro óptico o de interferencia (OP, *Optical Profiler*) utiliza una fuente de luz para realizar la medición. La luz es filtrada y reflejada desde un espejo de referencia y se combina con la luz reflejada por la muestra para producir franjas de interferencia que presentan una longitud de coherencia corta. La superficie en estudio se desplaza verticalmente para escanear la topografía de la misma. El movimiento de las franjas de interferencia durante el movimiento vertical de la muestra permite determinar qué zonas presentan la misma altura y en base a ello determinar la topografía de la superficie.

Se utilizó un OP Veeco Wyko NT1100 perteneciente al Laboratorio de Nanociencia y Nanotecnología (LNN). Este equipo presenta tres modos de trabajo, dos denominados de interferometría por corrimiento de fase o PSI (*Phase Shifting Interferometry*), en los cuales se pueden medir superficies muy lisas o con pequeños escalones, y otro denominado de interferometría de barrido vertical o VSI (*Vertical Scanning Interferometry*) que permite medir superficies rugosas con cambios de altura de hasta 1 mm. El equipo posee una lámpara halógena de tungsteno que proporciona la luz blanca y permite ajustar el brillo de la misma, una cámara CCD que toma imágenes con interferencias y una platina de posicionamiento para lograr la correcta alineación de la muestra. El equipo cuenta con 2 lentes objetivos de 2,5X y 10X, intercambiables y 3 diferentes FOV (*Field Of View*, campo de visión) de 0,5, 1,0 y 2,0. Los FOV son lentes colocadas entre la cámara CCD y el lente objetivo para ajustar el tamaño del campo visual.

3.6. Preparación de muestras para su caracterización posterior al ensayo

Entre las muchas variables que influyen en el proceso de *fretting* se encuentra la rugosidad de las superficies [53]. La norma de ensayos de *fretting* ASTM G204[45] menciona que las superficies deben poseer una rugosidad R_a menor de 0,1 μm . A su vez menciona que rugosidades superficiales $R_a > 1 \mu\text{m}$ pueden aumentar los errores asociados a la determinación del volumen removido.

Los valores de rugosidad R_a o rugosidad media se calculan utilizando la Ec. 3.1. Se denomina rugosidad media al promedio aritmético de los valores absolutos de las coordenadas de los puntos del perfil de rugosidad y en relación a la línea media dentro de la longitud de medición L . R_a es el parámetro más utilizado en la determinación de la rugosidad superficial, aplicable a la mayoría de los procesos de fabricación. Sin embargo, como representa la media aritmética de la rugosidad superficial, un valor de un pico o valle no típico en la superficie va a alterar el valor de la medida.

$$R_a = \frac{1}{L} \int_0^L |y| dx \quad (3.1)$$

Otro valor de rugosidad comúnmente utilizado son los valores de rugosidad R_q o rugosidad media cuadrática la cual se calcula utilizando la Ec.3.2. La misma se define como la raíz cuadrada de la media de los cuadrados de las ordenadas del perfil efectivo y^2 en relación a la línea media L en un módulo de medición. R_q es más sensible que R_a para valores extremos de pico-valle y además tiene un significado estadístico ya que se encuentra asociada al desvío estándar de la distribución de altura del perfil superficial.

$$R_q = \sqrt{\frac{1}{L} \int_0^L y^2 dx} \quad (3.2)$$

Con el objetivo de no modificar las propiedades de los componentes tanto los TGVs como los patines fabricados de las barras se utilizaron con la rugosidad superficial con la que se recibieron del fabricante. La determinación de la rugosidad se realizó utilizando OP y los valores hallados se presentan en la Tabla 3.6.

Tabla 3.6: Rugosidad superficial de los materiales usados [41].

Material	R_a [μm]	R_q [μm]
I690	0,38	0,48
I800	0,38	0,50
304L	0,43	0,52
420	0,31	0,40

Las muestras utilizadas en los ensayos de *fretting* se limpiaron con un papel tisú con alcohol etílico de grado analítico antes de realizar los ensayos.

Para los ensayos realizados con el dispositivo presentado en la Fig. 3.8, una vez finalizado el ensayo, los segmentos de TGV se despegaron del soporte mediante un baño en acetona con la aplicación de ultrasonido por unos 30 min luego de lo cual se procedió a limpiar las muestras en un baño de alcohol etílico analítico con ultrasonido durante 5 min. El objetivo de esta limpieza es remover completamente los restos de acetona para disminuir los posibles residuos carbonosos sobre la superficie de la muestra.

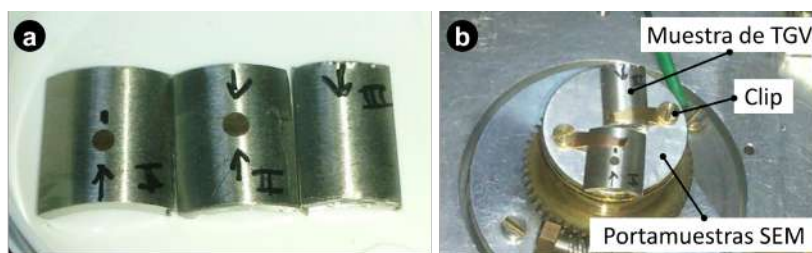


Figura 3.10: (a) Muestras de TGV junto a (b) arreglo usado para la observación en SEM.

3.6.1. Análisis del daño superficial

En la observación de las muestras por LM y OP se cortaron porciones de TGV las cuales se colocaron sobre la platina del equipo. Lo mismo sucedió con los patines utilizados. A diferencia de esto, para la observación de las muestras por SEM, tanto las muestras de TGV como los patines se montaron sobre un portamuestras de aluminio de los convencionalmente utilizados en estos equipos. Para fijarlos a éste se uso una cinta de carbono doble faz que asegura el contacto eléctrico o un clip de agarre como el que se presenta en la Fig. 3.10(b). De esta forma se evita la carga electrostática de las superficies durante el barrido del haz de electrones.

3.6.2. Análisis de los *debris*

Para el estudio del material desprendido, se coloca un papel limpio debajo del dispositivo en el cual se recolectan los *debris* que caen desde el inicio del ensayo hasta finalizar el mismo. En algunos casos, debido a lo pequeño del volumen de material desprendido, no se pudieron recolectar *debris* del papel. Luego, al finalizar el ensayo, se toma una muestra del material depositado en el papel para su estudio por SEM y TEM.

Para su análisis por SEM, sobre un portamuestras se pega un segmento de cinta de grafito y luego se pasa esta cinta sobre el papel de recolección para que se adhieran los *debris* como se presenta en la Fig. 3.11.

Por otro lado, para la caracterización de los *debris* por TEM, se forma una suspensión coloidal utilizando como solvente alcohol etílico analítico y en dicha suspensión se sumerge una grilla de TEM como la que se observa en la Fig. 3.12(a). Esta grilla está constituida por un soporte de *Cu* de 3 mm de diámetro y un espesor de 100 μm en el cual se halla depositada una delgada capa amorfa de Carbono/Formvar de unos 20 nm. Luego de producir el secado del solvente en aire, quedan los *debris* adheridos a la grilla y preparados para su observación en el equipo. En general, los *debris* son tan pequeños que no se pueden observar directamente sobre la grilla como se muestra en la Fig. 3.12(b), pero sí son observables a una mayor magnificación, por ejemplo, mediante SEM como se presenta en la Fig. 3.12(c).

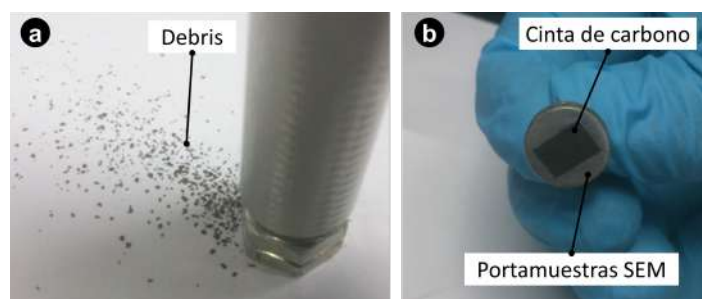


Figura 3.11: (a) *Debris* desprendidos sobre el papel de recolección, (b) portamuestras de SEM utilizado para adherir los *debris* del papel.

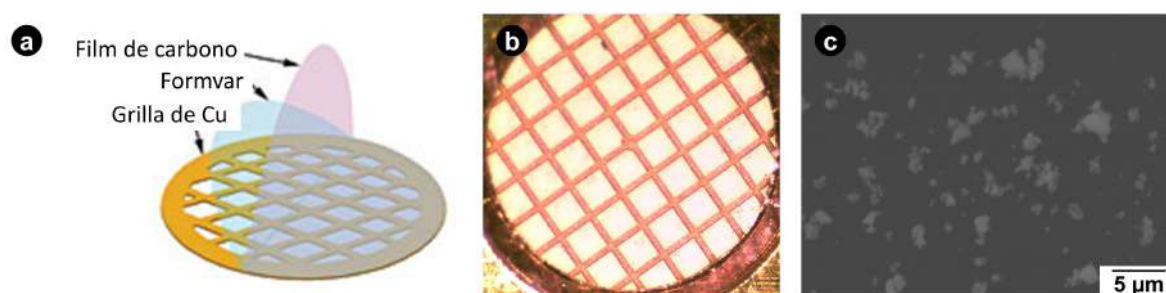


Figura 3.12: (a) Estructura de la grilla usada en TEM, (b) grilla con *debris* adheridos junto a (c) imagen SEM de los *debris* adheridos a la grilla de TEM.

3.6.3. Determinación del volumen de material desprendido

Una parte muy importante del análisis de las muestras posterior al ensayo es la determinación del volumen de material removido ya que a partir de este parámetro se determina el coeficiente de desgaste K [19].

La información topográfica de la superficie obtenida luego del ensayo con el equipo Veeco se guarda en un archivo con formato OPD y ésta se utilizó en la determinación del volumen removido. Debido a que el tamaño del *scar* es variable para los diferentes ensayos, se obtuvieron diferentes resoluciones espaciales utilizando distintas combinaciones de lente objetivo y FOV. Por otro lado, el área máxima bajo estudio en el equipo esta limitada a una sección de 2,49 mm por 1,87 mm, obteniéndose una matriz de valores de posición X-Y de 640 x 480 puntos, donde el equipo determina los valores de altura Z para obtener la topografía. Sin embargo, no todos los valores de Z pueden ser determinados por el equipo para cada par $X - Y$ debido a que las franjas de interferencia no son resolubles y se obtienen regiones de la superficie sin datos.

Para el análisis de los datos obtenidos se utilizó el software Gwyddion [54]. Dicho software fue desarrollado por el Departamento of Nanometrología del Instituto Checo de Metrología y se utiliza para visualizar y analizar datos de técnicas de microscopías de puntas como ser microscopía de fuerza atómica (AFM, *Atomic Force Microscopy*) o microscopía de efecto túnel (STM, *Scanning Tunneling Microscopy*). Como el programa permite trabajar con muchos formatos de datos SPM, se utiliza ampliamente en el campo de la perfilometría y determinación de la topografía de superficies en general.

Para poder obtener el volumen desprendido se realiza la diferencia entre los volúmenes comprendidos por debajo de la superficie de la muestra obtenida luego de realizar el ensayo y otra que representa a la superficie original previa al ensayo. Para obtener dicha superficie lo que se realiza es una interpolación de los extremos de la topografía medida, donde no está presente el daño, y a partir de dichos extremos se reconstruye la superficie completa. Para ello es necesario utilizar algún método numérico para obtener los valores de Z faltantes en la matriz de datos. Se utilizó en el software Gwyddion una rutina de interpolación numérica para reconstrucción de imágenes del tipo Laplaciana [55] para hallar la información faltante. Con la matriz de datos $X - Y - Z$ completa, los datos topográficos son guardados en un archivo de extensión TXT. Este archivo es el utilizado por una rutina en el software Matlab para realizar la reconstrucción de la superficie original de la muestra y la determinación del volumen removido el cual se determina mediante una integración numérica de Z , utilizando el método de los trapecios, integrando primero en X y después en Y . El límite de integración inferior de los valores Z está definido por la superficie medida (superficie dañada) siendo el límite superior el definido por una superficie cilíndrica (superficie sin daño) obtenida con un ajuste por mínimos cuadrados utilizando la información obtenida fuera del *scar*.

La Fig. 3.13(a) presenta el proceso de obtención del volumen removido, como la diferencia entre los volúmenes la superficie real (dañada) y la superficie de referencia, considerada sin daño (malla). La superficie de referencia es obtenida a partir de los extremos de la topografía original, es decir, de la región que se halla fuera del *scar*, mediante la interpolación de dichos extremos. A su vez, en la Fig. 3.13(b) se presenta que este método permite discriminar entre el volumen removido y transferido a la superficie: todo el material que se halle por debajo de la superficie de referencia representa el volumen removido, mientras que si existe material por encima de la superficie de referencia el mismo proviene de la transferencia de material desde la otra superficie del contacto.

A partir de trabajos previos de determinación del volumen removido por *fretting* utilizando esta técnica [41] se determinó que, para ensayos bajo condiciones de la norma ASTM G204 [45], los valores hallados presentan una distribución del tipo gaussiana (Fig. 3.14) con un error asociado a los cálculos de volumen de material removido de $0,2 \times 10^{-12} \text{ m}^3$. Esta distribución fue obtenida a partir de la medición de distintos ensayos realizados bajos los mismos valores de P y δ , medidos para diferentes condiciones de inclinación de la platina y combinación de lentes de observación.

3.7. Resumen del capítulo

En este capítulo se presentaron los materiales a estudiar junto a sus características mecánicas y microestructurales más importantes.

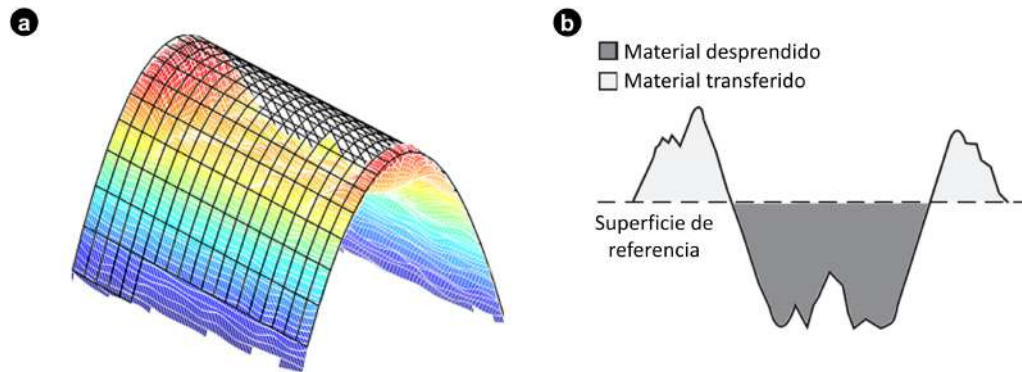


Figura 3.13: (a) Esquema de la superficie dañada y de la obtención de la superficie de referencia mediante la interpolación de la zona no dañada (malla) junto a (b) determinación del volumen removido y transferido desde la otra superficie del contacto en base a la superficie de referencia. Modificado de [19].

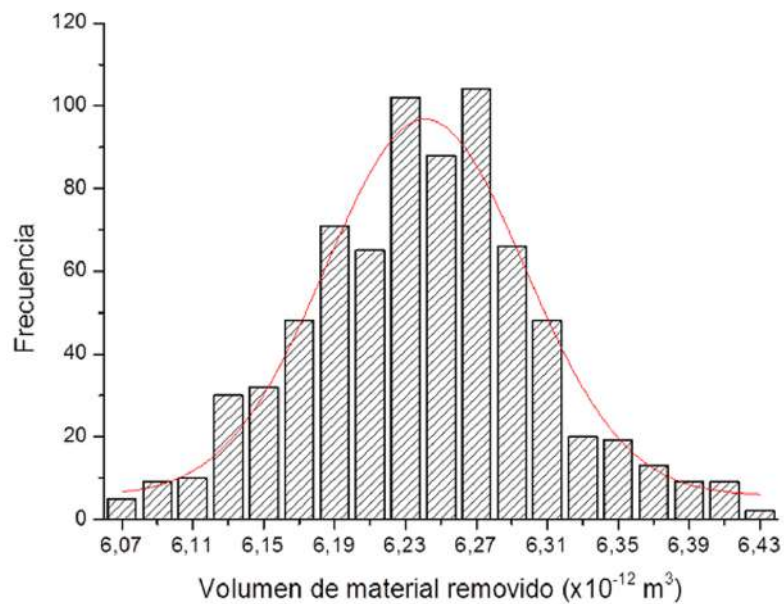


Figura 3.14: Histograma de estimaciones del volumen removido por *fretting* para I 800/Al-SI 304L para con $P = 10 \text{ N}$ y $\delta = 50 \mu\text{m}$ bajo distintas orientaciones de la muestra y cantidad de datos para el ajuste de la superficie cilíndrica [41].

Luego, se presentó como está compuesto un dispositivo de ensayos de *fretting*, en base a las cuales se seleccionó el dispositivo a utilizar. A continuación, se presentaron las distintas disposiciones de ensayos utilizadas en esta tesis.

A su vez, se describen las características de los equipos utilizados para la caracterización el daño por *fretting* así como los métodos utilizados para la determinación de los parámetros relevantes del proceso.

Por último, se especifican los procedimientos realizados en la preparación de las muestras antes de ser ensayadas y luego del ensayo, para una correcta caracterización del daño por *fretting*.

Capítulo 4

Efectos de la amplitud de desplazamiento y la composición del patín en el daño por *fretting*

En este capítulo se describen los resultados de los primeros ensayos. Primero, se analizaron los cambios en el daño por *fretting* y el material desprendido del contacto para el par I 800/AISI 304 bajo condiciones de contacto de *gross slip* ante diferentes amplitudes de deslizamiento, manteniendo constante los otros parámetros del ensayo. Luego, se analizó el efecto de la composición química de los materiales del patín en el daño por *fretting*. Para ello, a igual amplitud de desplazamiento y carga normal de contacto, manteniendo constantes las otras variables del ensayo, se compararon el daño por *fretting* y las características del material desprendido para tres diferentes pares de materiales: I 800/AISI 304, I 800/AISI 1060 e I 800/*Cu*.

4.1. Efectos de la amplitud de desplazamiento en el daño por *fretting* en el par I 800/AISI 304

Una de las principales variables del fenómeno de *fretting* es la amplitud de desplazamiento relativo impuesto δ [53]. Esto es debido a que δ está relacionada con las condiciones de contacto y los principales mecanismos de daño [30], por lo que es importante estudiar el efecto de dicho parámetro en el daño por *fretting*. Estudios previos han demostrado que, para un número constante de ciclos, el volumen removido depende de δ [56].

Existen algunos estudios previos de los efectos de δ en TGVs de I 600 [57] e I 690 [58]. En los ensayos con TGVs de I 600 se utilizaron placas en contacto con esferas de AISI 52100 bajo una carga normal P de 100 N y valores de δ entre 30 y 150 μm , mientras que en el estudio de I 690 se utilizó una geometría de cilindros cruzados bajo

cargas de contacto de 15, 35 y 55 N y amplitudes δ menores a 50 μm . El resultado principal de estos estudios fue similar al hallado por Ohmae [56], donde un aumento en δ conlleva a un incremento en el volumen removido. Si bien es esperable que este efecto sea similar para otros materiales, no se encontraron estudios previos que analicen la influencia de esta variable en I 800.

Existen estudios previos del daño por *fretting* en I 800 [59][60][61], los cuales se han centrado en la determinación del coeficiente de desgaste K y el daño superficial, dando poca importancia al efecto de δ en el daño y a las tribopartículas desprendidas del contacto.

En esta sección se estudian los cambios en el daño por *fretting* y las tribopartículas generadas para distintas δ en el par I 800/AISI 304 bajo condiciones de *gross slip*. Como se menciona en la Sección 2.4.1, en esta condición de contacto el principal mecanismo de daño es la remoción de material del contacto, por lo que se espera que el volumen desprendido sea suficiente para ser estudiado. Para asegurar que el sistema se encuentre en una condición de *gross slip*, se eligieron condiciones de ensayos que superen a las recomendadas en la norma ASTM G204 [45]. Se utilizó una carga normal media de $P = 35\text{ N}$, la cual se seleccionó debido a que se ha reportado como el máximo valor de fuerza de contacto entre los TGVs y las placas soportes [62]. Las amplitudes de deslizamiento utilizadas fueron de $\delta = 70, 116$ y $160\text{ }\mu\text{m}$. El desplazamiento impuesto fue sinusoidal con una frecuencia de $f = 15\text{ Hz}$. Los experimentos fueron realizados hasta alcanzar los $N = 10^6$ ciclos. El dispositivo de ensayos utilizado fue el presentado en la Fig. 3.7.

Los ensayos se realizaron en aire a temperatura ambiente ($25\text{ }^\circ\text{C}$) y una humedad relativa del 35 %. Se utilizaron patines fabricados a partir de una barra cilíndrica de 13,5 mm de diámetro.

4.1.1. Evolución del coeficiente de desgaste K

En esta sección se comparan los valores del coeficiente de desgaste K para diferentes δ . Para determinar el mismo, es necesario hallar primero el volumen total removido V , el que se define como la suma de los volúmenes removidos en ambos materiales del par, V_{TGV} y V_{PATIN} . Luego, con V se calculó el coeficiente de desgaste propuesto por Archard K [19] usando la Ec. 4.1, el que posee unidades de Pa^{-1} . En la Ec. 4.1, P es la carga normal de contacto y S , la distancia total de desplazamiento que es igual a cuatro veces el producto de δ (desplazamiento relativo impuesto total por ciclo) por el número de ciclos del ensayo N .

$$K = \frac{V}{P \cdot S} = \frac{V_{TGV} + V_{PATIN}}{P \cdot 4 \cdot \delta \cdot N} \quad (4.1)$$

Entonces, para determinar V y luego K se utilizaron dos métodos: el modelo

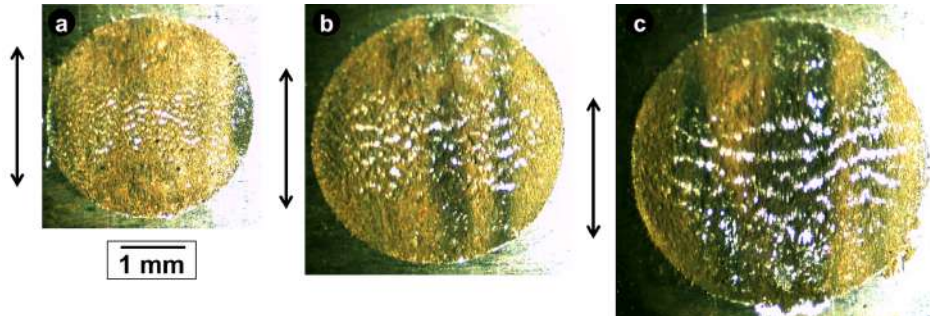


Figura 4.1: Daño por *fretting* sobre I 800, observado por LM para $P = 35$ N con (a) $\delta = 70$ μm , (b) $\delta = 116$ μm y (c) $\delta = 160$ μm . La doble flecha indica la dirección de deslizamiento.

geométrico considerado por las normas ASTM y el cálculo a partir de las mediciones de OP, como se describe en la Sección 3.6.3.

Los modelos geométricos recomendados por la norma ASTM G204 [45] consideran una configuración de contacto del tipo esfera-plano y calculan el volumen removido suponiendo que el *scar* tiene la forma de un casquete esférico. Para ello, mediante las Ecs. 4.2 y 4.3, se pueden calcular la máxima profundidad de material removido h_i y el volumen removido V_i en función del diámetro promedio del *scar* D_{prom} y el radio de la esfera R . Como la configuración de contacto utilizada se corresponde con una de cilindros cruzados a 90° , se pueden utilizar este modelo para el calculo de V considerando que R representa el radio del TGV y del patín.

$$h_i = R - \left[R^2 - \frac{D_{prom}^2}{4} \right]^{1/2} \quad (4.2)$$

$$V_i = \frac{\pi h}{6} \cdot \left[h^2 - \frac{3D_{prom}^2}{4} \right] \quad (4.3)$$

La zona de contacto en los TGVs, luego de la limpieza de las muestras en ultrasonido con un baño de alcohol étlico, se puede observar en la Fig. 4.1, en donde la dirección de desplazamiento está indicada por una doble flecha. Para determinar el diámetro promedio del *scar* D_{prom} se utilizó el software de análisis de imágenes ImageJ 1.46 [63]. Luego, a partir de las micrografías de LM presentadas en la Fig. 4.1, se halló el valor de D_{prom} utilizando el área A y el perímetro P_{er} de la zona de contacto con el uso de la Ec. 4.4 [64]. Los resultados obtenidos se presentan en la Tabla 4.1.

$$D_{prom} = \frac{4 \cdot A}{P_{er}} \quad (4.4)$$

Los resultados de la profundidad máxima calculada h_i y el volumen de material removido V_i para el TGV (h_{TGV} , V_{TGV}) y los patines (h_{PATIN} , V_{PATIN}) se muestran en la Tabla 4.2. Estos resultados, junto con los presentados en la Tabla 4.1, indican que el volumen removido aumenta con δ . Esto es coincidente con lo hallado por Vingsbo

Tabla 4.1: Diámetro promedio del *scar* para las diferentes δ .

D_{prom} [mm]	I 800	AISI 304
$\delta = 70 \mu\text{m}$	3,12	3,10
$\delta = 116 \mu\text{m}$	3,84	3,78
$\delta = 160 \mu\text{m}$	4,48	4,31

y Söderberg en los mapas de *fretting*, donde en condiciones de *gross slip*, el volumen removido se incrementa con δ [2].

Por otro lado, para determinar la validez de los modelos geométricos, se determinó el volumen removido y los perfiles de profundidad máxima de los *scars* mediante la medición de la topografía de la superficie utilizando OP. En una primera aproximación, se decidió estimar el volumen total de material removido V como el doble del volumen removido determinado por OP en el patín de AISI 304, V_{PATIN}^{OP} . Se eligió esta superficie para realizar dicha estimación debido a que los valores calculados por los modelos geométricos fueron mayores en el patín que en el TGV, como se observa en la Tabla 4.2. Por otra parte, debido al tamaño del área de daño y la combinación de lentes disponibles en el equipo, solo la mitad de la topografía pudo ser analizada. Los resultados se presentan en la Fig. 4.2. Los valores determinados por OP de profundidad máxima en el patín h_{PATIN}^{OP} así como de volumen de material removido V_{PATIN}^{OP} se presentan en la Tabla 4.2.

Tabla 4.2: Valores calculados de los volúmenes removidos V_i y profundidad máxima del *scar* h_i para el TGV y el patín junto a valores determinados por OP en el patín de la profundidad máxima h_{PATIN}^{OP} y el volumen de material removido V_{PATIN}^{OP} para diferentes δ .

h_i, V_i	$\delta = 70 \mu\text{m}$	$\delta = 116 \mu\text{m}$	$\delta = 160 \mu\text{m}$
h_{TGV} [μm]	155	237	325
V_{TGV} [mm^3]	0,59	1,38	2,58
h_{PATIN} [μm]	181	270	353
V_{PATIN} [mm^3]	0,69	1,52	2,60
h_{PATIN}^{OP} [μm]	92	108	118
V_{PATIN}^{OP} [mm^3]	0,62	0,84	1,07

De la Ec. 4.1, se puede observar que K representa la constante de proporcionalidad entre el volumen removido V y el producto $P \cdot S$. Llevando dichas variables a un gráfico $X - Y$ y realizando un ajuste lineal de los puntos obtenidos para los diferentes δ , el cual pase por el origen de coordenadas, se puede determinar el valor de K , como se muestra en la Fig. 4.3. El valor obtenido utilizando los modelos geométricos fue de $K_{cal} = 20,4 \times 10^{-14} \text{ Pa}^{-1}$ mientras que el determinado por OP toma un valor de $K_{med} = 10,2 \times 10^{-14} \text{ Pa}^{-1}$, como se presenta en la Fig. 4.3.

Se han reportado para los pares I 600/AISI 304 e I 690/AISI 304 valores de K de $26,2 \times 10^{-14} \text{ Pa}^{-1}$ y $20,9 \times 10^{-14} \text{ Pa}^{-1}$, respectivamente para ensayos en aire a tempe-

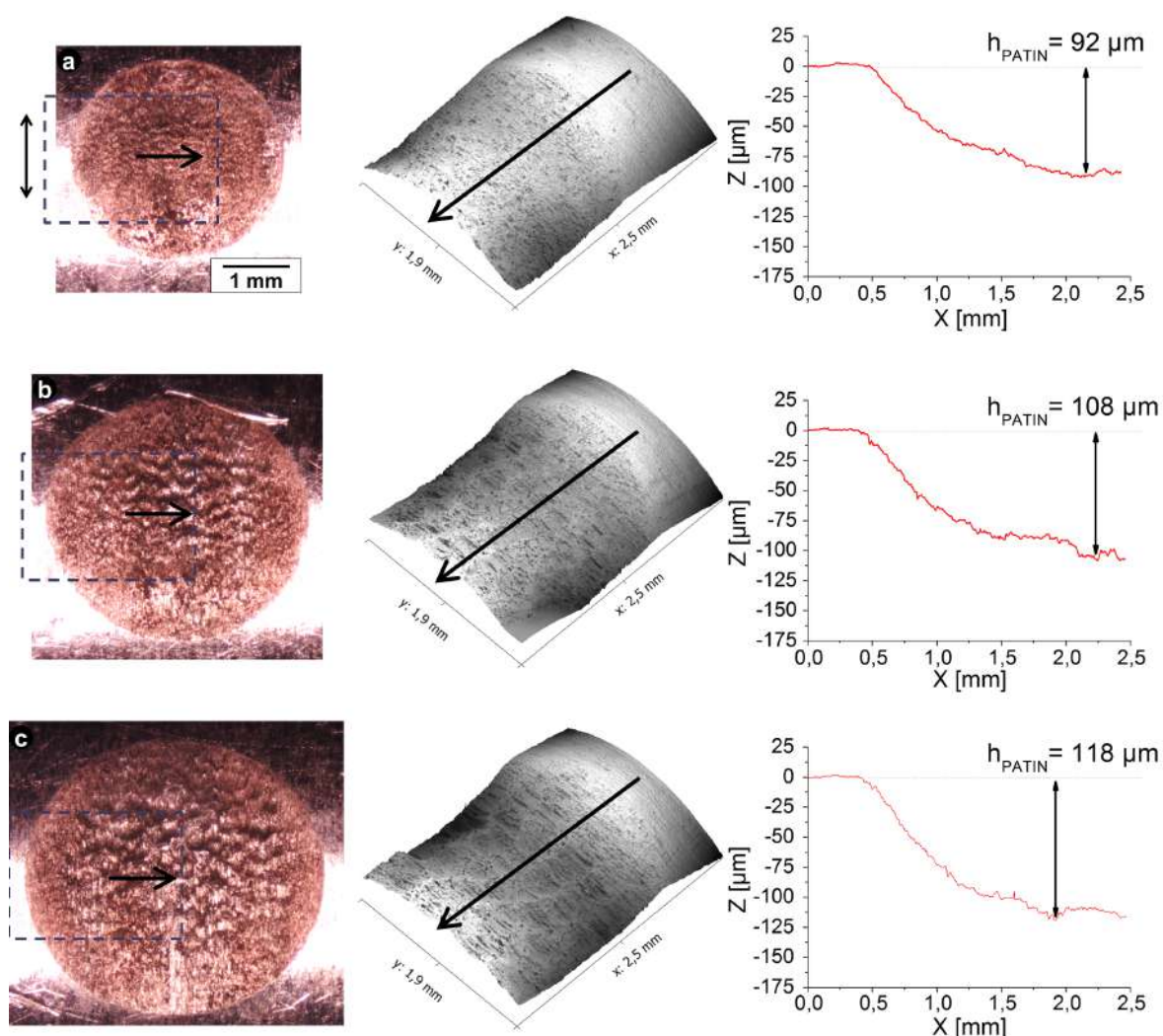


Figura 4.2: Daño por *fretting* en AISI 304 por LM (izquierda) y topografía de la superficie por OP (centro) junto a los perfiles de profundidades del centro del *scar* (derecha) para $P = 35$ N con (a) $\delta = 70 \mu\text{m}$, (b) $\delta = 116 \mu\text{m}$ y (c) $\delta = 160 \mu\text{m}$. La doble flecha indica la dirección de deslizamiento.

ratura ambiente con valores P entre 10 y 80 N y δ entre 100 y 250 μm [65]. Los mismos fueron determinados por perfilometría y son similares a los presentados en la Fig. 4.3, calculados usando modelos geométricos.

Al comparar los valores de h y V hallados usando el modelo del casquete esférico y con OP en la Tabla 4.2, así como las constantes K determinadas en la Fig. 4.3 se puede observar que, a igual valor de δ , ambos son menores al ser medidos por OP que al ser calculados de acuerdo a las Ecs. 4.2 y 4.3. Teniendo en cuenta esto, se deduce que los valores de volumen removido calculados utilizando los modelos geométricos, según las especificaciones de las normas ASTM, sobrestiman a los valores medidos.

Dicho efecto de la sobrevaloración del volumen removido por los modelos geométricos fue observado por De Baets [52]. La Fig. 4.4 presenta una curva comparativa de los valores de material removido determinado por diferentes técnicas. Se puede observar

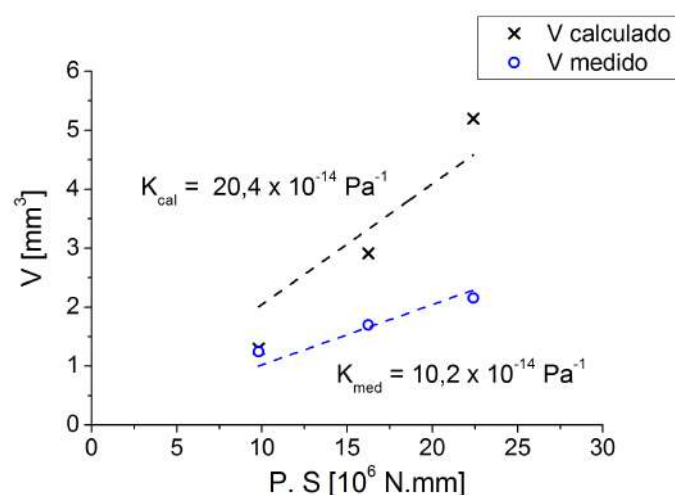


Figura 4.3: Determinación del coeficiente de desgaste de Archard calculado según las normas ASTM (K_{cal}) [48] y estimado de las mediciones de OP (K_{med}) para el par I 800/AISI 304.

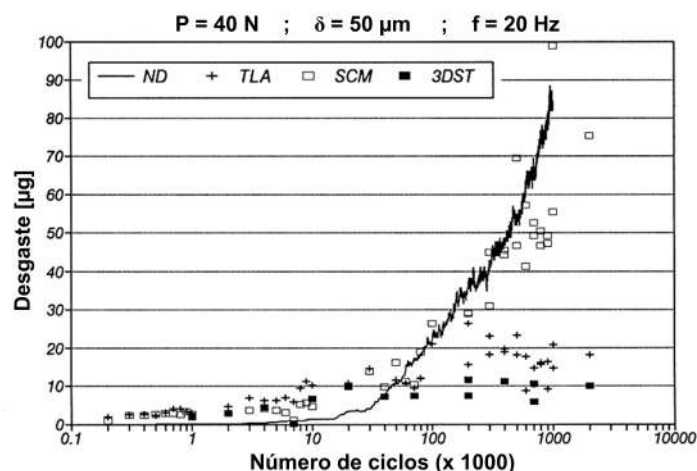


Figura 4.4: Comparación entre diferentes técnicas de medición de volumen removido en ensayos de FW: desplazamiento normal (ND), activación de capa delgada (TLA), modelo geométrico del casquete esférico (SCM) y topografía 3D (3DST). Modificado de [52].

que el modelo del casquete esférico (SCM, en la Figura) sobrestima el volumen removido para alto número de ciclos, respecto a las mediciones de volumen mediante técnicas de OP (3DST, en la Figura).

4.1.2. Capas superficiales formadas y origen de las ondulaciones en las mismas

La observación de la superficies de contacto en el TGV como en el patín, Figs. 4.1 y 4.2, muestran que la zona de daño presenta un aspecto circular, que es la que se obtiene típicamente en ensayos con una geometría de contacto de cilindros cruzados a 90° . Además, las imágenes muestran la presencia de surcos o ranuras por desgaste abrasivo sobre toda la superficie del *scar*, las que se hallan orientadas en la sentido del

deslizamiento impuesto, junto a ondulaciones formadas en el centro del *scar*, normales a la dirección de desplazamiento impuesto. Las ranuras por desgaste abrasivo en *fretting* fueron observadas por Hurricks [66] y Vingsbo y Söderberg [2] en estudios previos bajo una condición de *gross slip* para diferentes pares de materiales.

La observación de la superficie dañada por SEM antes de realizar la limpieza de la muestra con ultrasonido se presenta en las Figs. 4.5(a), (c) y (e). En las mismas se observa la formación de tribopartículas para todos los δ estudiadas, las que permanecen sobre la superficie del *scar* y debajo de las cuales se observó la formación de capas compactas. Se halló que un aumento en δ conlleva a un incremento en el tamaño y densidad superficial de las partículas dispersas sobre la superficie.

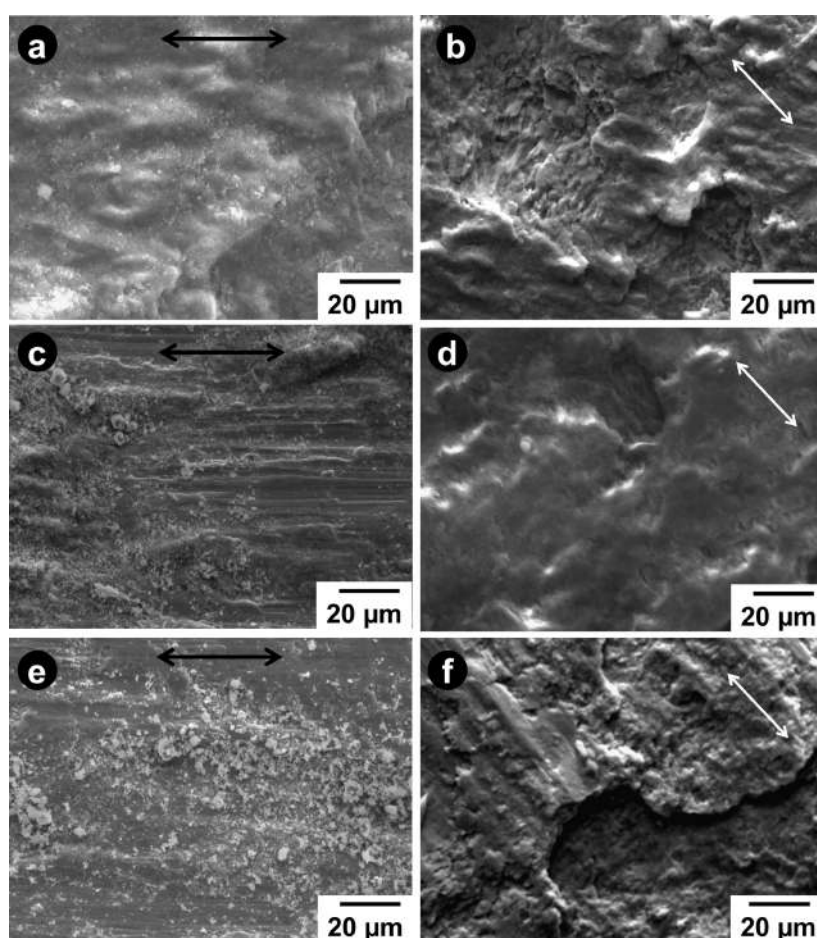


Figura 4.5: Aspecto superficial de la zona de daño en I 800 por SEM antes de la limpieza con ultrasonido para $P = 35\text{ N}$ con (a) $\delta = 70\text{ }\mu\text{m}$, (c) $\delta = 116\text{ }\mu\text{m}$ y (e) $\delta = 160\text{ }\mu\text{m}$ y luego de la limpieza con ultrasonido para (b) $\delta = 70\text{ }\mu\text{m}$, (d) $\delta = 116\text{ }\mu\text{m}$ y (f) $\delta = 160\text{ }\mu\text{m}$. La doble flecha indica la dirección de deslizamiento.

El aspecto de la superficie luego de la limpieza con ultrasonido se presenta en las Figs. 4.5(b), (d) y (f). Se observaron diferencias entre las capas formadas sobre la superficie metálica. Esto puede ser explicado considerando que durante la ocurrencia del *fretting*, debido a la relación dimensional entre el desplazamiento impuesto y el área de contacto aparente, siempre existirá una región no expuesta de la superficie de contacto

en la cual se produce la acumulación de material. Luego, el material desprendido de las superficies y retenido en el contacto sufre procesos de oxidación, deformación plástica, fragmentación y aglomeración que lo llevan a la formación de capas de material oxidado compactadas sobre las superficies denominadas capas compactas de *debris* (*compacted debris layer*). Bajo condiciones particulares de carga normal P , temperatura y velocidad de desplazamiento, estas capas pueden transformarse en lo que se denomina capa vidriada o *glaze layer* [67]. Las capas vidriadas se consideran como capas de óxidos protectoras que son formadas por la presión en el contacto y el calor originado por la fricción entre las dos superficies en movimiento.

Para clasificar las capas compactas formadas para las diferentes δ , se utilizó el criterio desarrollado en un trabajo previo de Pauchwithz [67], en el cual se analizan las capas compactas formadas en ensayos de desgaste por deslizamiento a altas temperaturas. Los tipos de capas compactas formadas pueden ser:

- condición de no formación de capa o NL (*No Layer*). En la misma, las capas de óxidos presentan una muy baja adherencia con la superficie metálica, por lo cual se produce el desprendimiento de las misma por delaminación.
- condición de capa mezclada mecánicamente o MML (*Mechanically Mixed Layer*). La superficie en este caso presenta un aspecto muy liso, el cual puede ser incluso menos rugoso que la superficie de los materiales en contacto. Para su formación se requieren temperaturas superiores a la ambiente. Por otro lado, la rugosidad de este tipo de capa disminuye con el incremento de la temperatura en la zona de contacto. Su composición elemental suele ser intermedia a la de los materiales en contacto
- condición de capa compuesta o CL (*Composite Layer*). Se corresponden con las denominadas *glaze layer*. Sus características superficiales indican el inicio del proceso de sinterización debido a la presión de contacto y el incremento de temperatura por fricción. Se observan pequeñas ranuras o surcos formados por el daño abrasivo de partículas duras en el sentido del deslizamiento. Son capas frágiles y alta dureza, motivo por el cual usualmente presentan fisuras y pueden sufrir desprendimientos por delaminación.

De lo observado en la Fig. 4.5, se deduce que para $\delta = 70 \mu\text{m}$ existe una capa compacta de *debris* en condición de NL, la cual se desprendió durante la limpieza de la muestra con ultrasonido, como se observa en la Fig. 4.5(b) en la que se observan las marcas generadas por el desprendimiento de la capa. Por otro lado, para $\delta = 116 \mu\text{m}$ la superficie presenta un aspecto más liso que la superficie original del TGV como se observa en la Fig. 4.5(d) lo que es debido a la compactación de los *debris*, los cuales permanecen adheridos al TGV, formando una capa del tipo MML. Por último, con

$\delta = 160 \mu\text{m}$ se observó la formación de una capa CL o *glaze layer* como se muestra en la Fig 4.5(f), que presenta las ranuras por desgaste abrasivo y el desprendimiento de la capa se produce por las fisuras, debido a su alta dureza.

En el análisis por LM de la zona dañada se observó la formación de ondulaciones en el centro del *scar*, Fig. 4.1. La presencia de ondulaciones en el centro de la zona de contacto ha sido reportada en estudios previos del daño por *fretting* [68] [69], donde el origen de las mismas se atribuyen al bloqueo entre protuberancias y depresiones de la superficie, generadas por la acumulación y transferencia de material entre los cuerpos en contacto.

Por otro lado, la formación de ondulaciones ha sido reportada en estudios previos de *fretting* rotacional en polímeros, donde el proceso de generación de las ondulaciones se presenta esquemáticamente en la Fig. 4.23, siendo la secuencia la siguiente [70]:

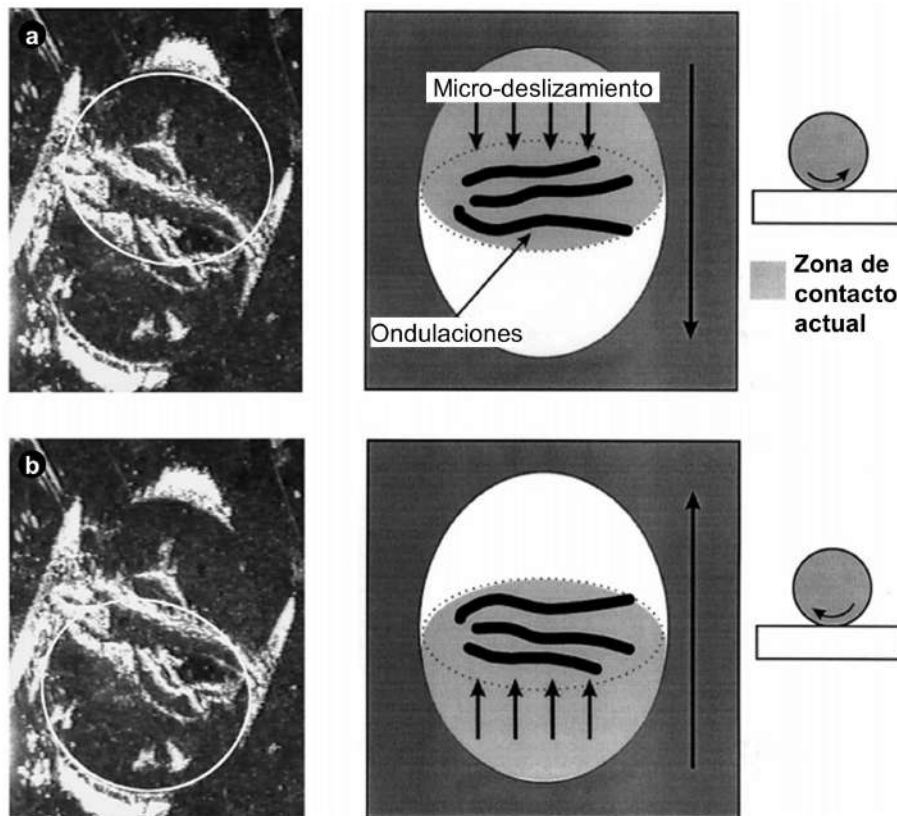


Figura 4.6: Formación de ondulaciones sobre placa de polimetilmetacrilato (PMMA) en contacto con una bola de acero en *fretting* rotacional, observadas a través del PMMA: (a) En una dirección, (b) en la dirección opuesta. Los círculos blancos en las imágenes del lado izquierdo representan la zona de contacto aparente durante los movimientos en un sentido y en el opuesto de la bola de acero. Modificado de [70].

1. durante los primeros ciclos, los *debris* se acumulan en el centro de la zona de contacto.
2. cuando el movimiento invierte su sentido de rotación, se genera una zona de

adherencia y otro deslizamiento. La repetición de estos fenómenos genera protuberancias y depresiones.

3. con el avance del ensayo, el tamaño y la distancia entre las protuberancias y depresiones se incrementa. Esto hace que se incremente la presión de contacto debido a una reducción del área de contacto real ya que es en las protuberancias, que tienen mayor altura donde realmente se produce el contacto.
4. el aumento de la presión en la zona central favorece un movimiento basculante o de *flip-flop* que da a las protuberancias su forma característica, originando las ondulaciones.

Se puede suponer que en los ensayos bajo una condición de *fretting* de tipo tangencial se origine un proceso similar, donde el flujo de material removido sea hacia la zona del centro del *scar*, donde se encuentra la superficie no expuesta del contacto. Además, se ha reportado que aún considerando solo la existencia de un modo de *fretting* tangencial entre las superficies en contacto es posible la presencia de desplazamientos angulares de algunos grados originados por las vibraciones responsables de los micro-desplazamientos lo que origina en realidad un modo combinado de *fretting* [71]. Por ello, este modo combinado también podría ser el responsable de las ondulaciones en el centro del *scar*.

4.1.3. Caracterización de los *debris* desprendidos

En la caracterización por TEM de las tribopartículas desprendidas para los tres valores de δ consideradas se hallaron partículas aisladas con tamaños entre los 5 y 20 nm como se presenta en las Figs. 4.7 (a), (c) y (e) junto a otras con tamaños entre los 100 y 500 nm como se observa en la Figs. 4.7 (b), (d) y (f). Las partículas aisladas de tamaño nanométrico presentaron un contraste cristalino al utilizar HRTEM, como se puede muestra en la Fig. 4.8.

Con la utilización de las técnicas de BF/DF se halló que las partículas mayores observadas en las Figs. 4.7 (b), (d) y (f) son aglomerados de partículas más pequeñas. La Fig. 4.9 presenta una partícula desprendida para $\delta = 116 \mu\text{m}$, donde el EDP consiste de un grupos de anillos concéntricos, el cual se corresponde con pequeños cristales orientados aleatoriamente. Mediante la imagen de DF presentada en Fig. 4.9(c), obtenida con el segmento de anillo marcado en la Fig. 4.9(b), se halló que la partícula mayor estaba conformada por cristales con tamaños entre los 5 y 20 nm, tamaños similares a los correspondientes a las partículas individuales presentes en la grilla. Esto confirma que las partículas mayores son en realidad un aglomeración de otras más pequeñas, las cuáles también se observaron aisladas en las grillas de TEM.

Para estimar la composición elemental local de los *debris* se utilizó la técnica de EDS mediante un haz de electrones con un diámetro de alrededor de 20 nm. La Fig. 4.10 muestra los resultados obtenidos en varias regiones cercanas de una misma partícula. En todos los puntos analizados, se observó la presencia de *Fe*, *Cr* y *Ni*, pero se encontró que la intensidad de los picos relacionadas con dichos elementos varía de una región a otra. Esto indica que los *debris* poseen una composición inhomogénea. En los espectros EDS de la Fig. 4.10, el pico de *Cu* corresponde a los rayos X espurios de la grilla de soporte y el portamuestras utilizado.

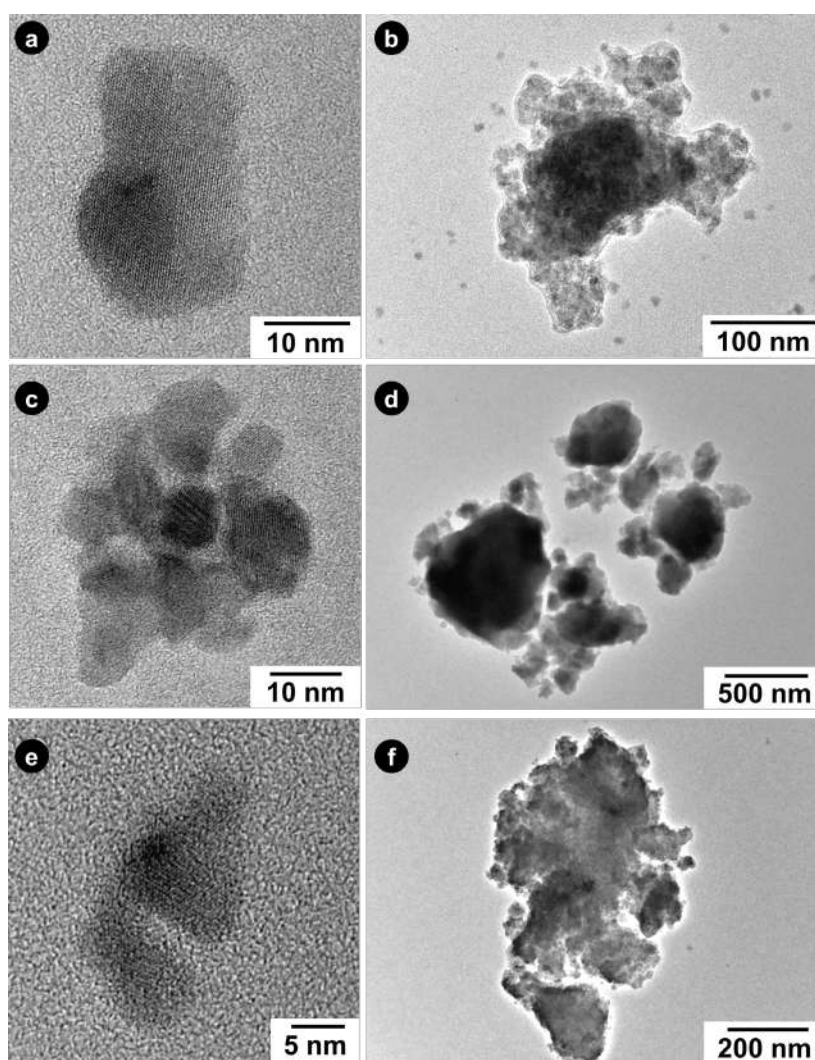


Figura 4.7: *Debris* desprendidos observados por TEM para $P = 35$ N con (a, b) $\delta = 70$ μ m, (c, d) $\delta = 116$ μ m y (e, f) $\delta = 160$ μ m.

Los EDPs típicos de las partículas mayores, tales como los presentados en las Fig. 4.9(b), consisten en numerosos anillos se corresponden con la superposición de diferentes fases cristalinas. Con el objetivo de poder identificar dichas fases por separado, se analizaron regiones con tamaños entre los 100 y 200 nm en los que se combinaron los análisis de EDPs con resultados los obtenidos por espectroscopía EDS. Se halló la presencia de material oxidado de estructura compleja y de composición no estequiométrica

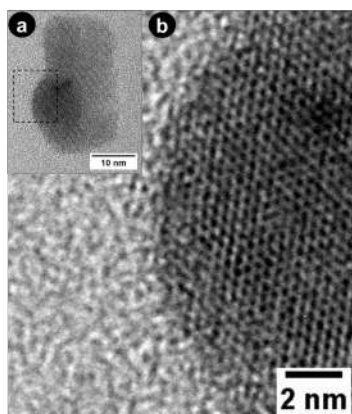


Figura 4.8: Partícula nanométrica aislada de los *debris* desprendidos para $\delta = 70 \mu\text{m}$ (a) Imagen de BF junto a (b) imagen de HRTEM del área indicada en (a).

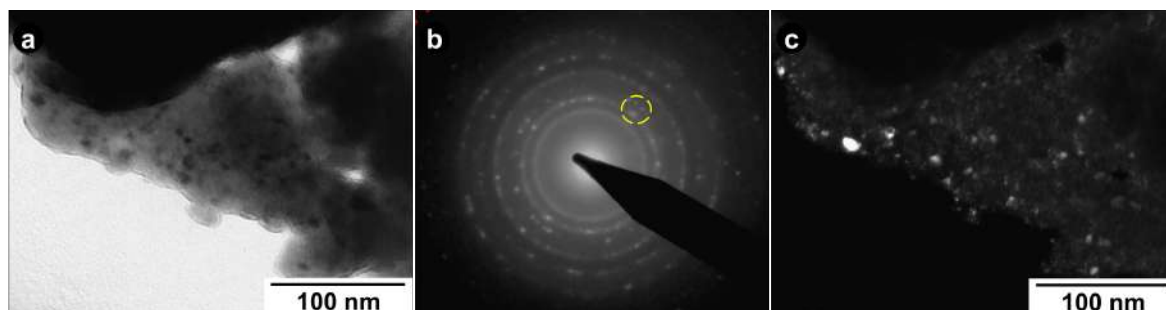


Figura 4.9: Imágenes TEM de los *debris* desprendidos para $P = 35 \text{ N}$ con $\delta = 116 \mu\text{m}$ (a) Imagen de BF, (b) EDP y (c) imagen de DF.

de los principales elementos constituyentes de ambos materiales (Fe , Ni y Cr) formando estructuras del tipo espinela y hematita donde los iones de Fe^{2+} y Ni^{2+} ocupan sitios tetraédricos mientras que los iones de Fe^{3+} y Cr^{3+} ocupan los sitios octaédricos. Estas sustituciones parciales originan las variaciones locales de composición observadas por EDS.

La Fig. 4.11 muestra los resultados de la identificación de fases cristalinas en los *debris*. Se observó que en todos los casos, la fase cristalina predominante fue una espinela de composición no homogénea que puede ser formulada como $(Ni, Fe)(Fe, Cr)_2O_4$. En particular, con $\delta = 70$ y $116 \mu\text{m}$ se halló NiO y la espinela $(Ni, Fe)(Fe, Cr)_2O_4$ junto a un anillo débil de una hematita del tipo $(Fe, Cr)_2O_3$, donde existe una sustitución parcial de Fe por Cr . Finalmente, para $\delta = 160 \mu\text{m}$ solo se observaron los anillos correspondientes a $(Ni, Fe)(Fe, Cr)_2O_4$ junto a un anillo débil de $(Fe, Cr)_2O_3$. La presencia de pequeñas partículas con estructura de la hematita modificada $(Fe, Cr)_2O_3$ en los *debris* para $\delta = 116$ y $160 \mu\text{m}$ fue confirmada por HRTEM. Esto puede verse en la Fig. 4.12, en la que se incluyen los EDPs así como la transformada rápida de Fourier (FFT, *Fast Fourier Transform*) presenta los puntos correspondientes a las reflexión (102) de dicha estructura.

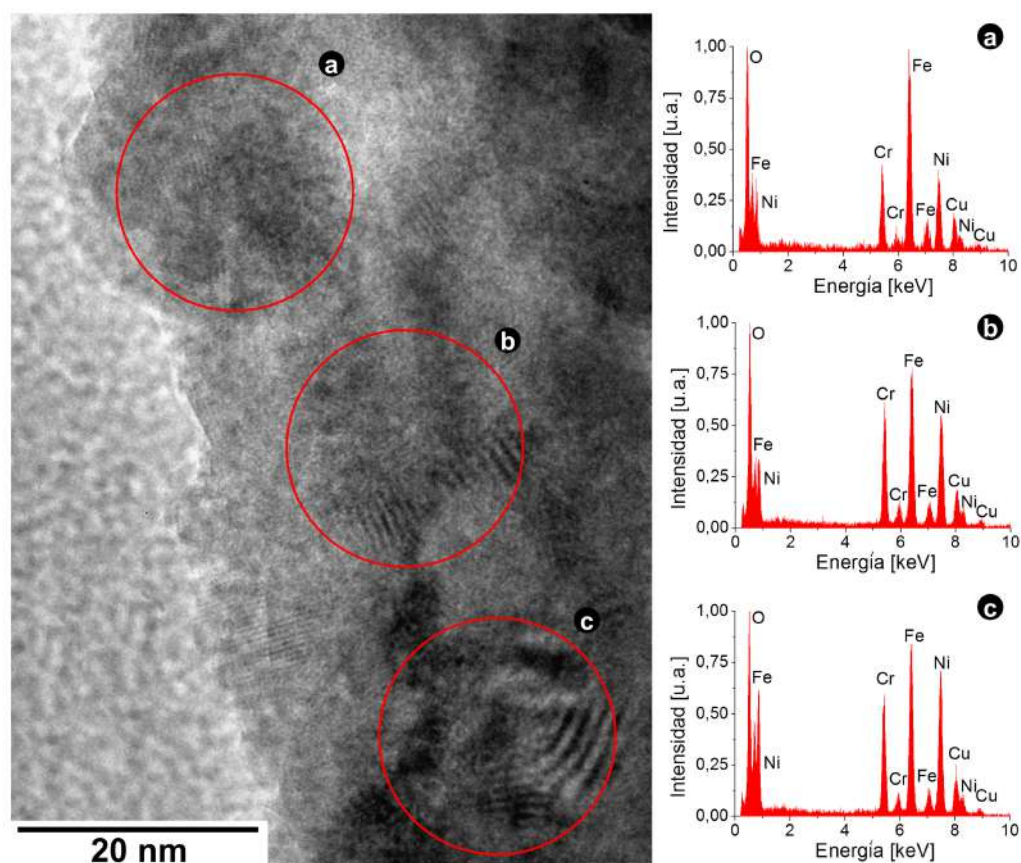


Figura 4.10: Imagen TEM y los correspondientes espectros EDS para diferentes posiciones en el mismo *debris* para $P = 35 \text{ N}$ con $\delta = 116 \mu\text{m}$.

4.1.4. *Debris* y su evolución durante el proceso de *fretting*.

Debido a que los *debris* que se analizan se recolectan a lo largo del ensayo, los mismos pueden estar conformados por partículas desprendidas en diferentes estadios de un mismo ensayo. La secuencia propuesta del proceso de generación de *debris* y formación de capas compactas entre las superficies en contacto se presenta en la Fig. 4.13. Se puede suponer que el material retenido en el contacto durante los primeros ciclos esté compuesto por partículas metálicas de las superficies debido al contacto entre las asperezas de las mismas. Como estas partículas poseen una alta relación superficie/volumen serán muy reactivas, motivo por el cual se oxidarán rápidamente debido al oxígeno del aire. Al seguir el ensayo, se desprenderán nuevas partículas metálicas y se oxidarán, quedando retenidas en el contacto junto a las partículas ya oxidadas. Este efecto fue observado en ensayos de *fretting* en aire en aceros [66], donde junto a distintos óxidos de *Fe* se encontraron partículas metálicas. Luego, estas partículas retenidas entre las superficies sufren diferentes procesos de acomodación debido al desplazamiento impuesto [36], lo que lleva a una aglomeración de las mismas y a la generación continua de procesos de fragmentación y ruptura de las partículas. De este modo, se genera material nanométrico oxidado el cual, al estar retenido entre las superficies, forma distintos tipos de capas

compactas de óxidos en el contacto. Debido a los efectos de la presión y temperatura, estas capas presentan diferentes características, como se describió en la Sección 4.1.2. Esta hipótesis permite suponer que la estructura cristalina de los *debris* desprendidos al final del ensayo debería ser similar a la estructura cristalina de las capas compactas.

Dicha suposición fue verificada en trabajos recientes sobre el par I 690/AISI 304 para ensayos en aire a 20 y 290 °C [72][73]. En los mismos, se reportó la presencia de capas de $NiCr_2O_4$ y Fe_2O_3 sobre la zona de contacto, las cuales poseen un tamaño de grano promedio de 8,5 nm.

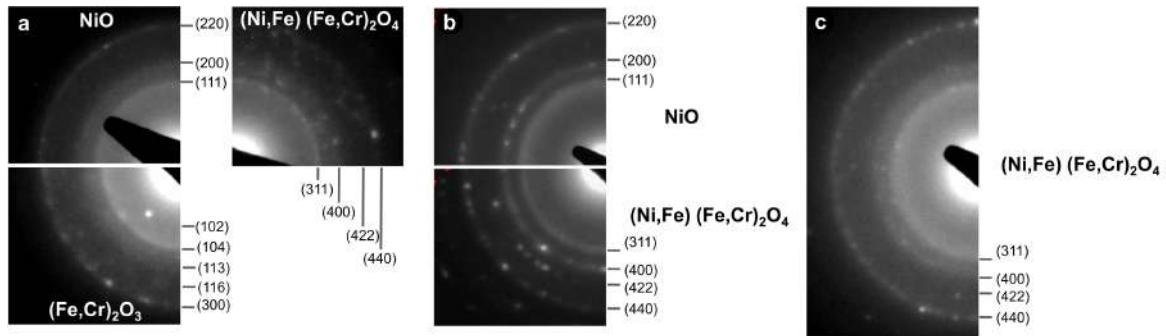


Figura 4.11: EDPs e indexación de la estructura cristalina de los *debris* desprendidos estudiados por TEM para (a) $\delta = 70 \mu m$, (b) $\delta = 116 \mu m$ y (c) $\delta = 160 \mu m$.

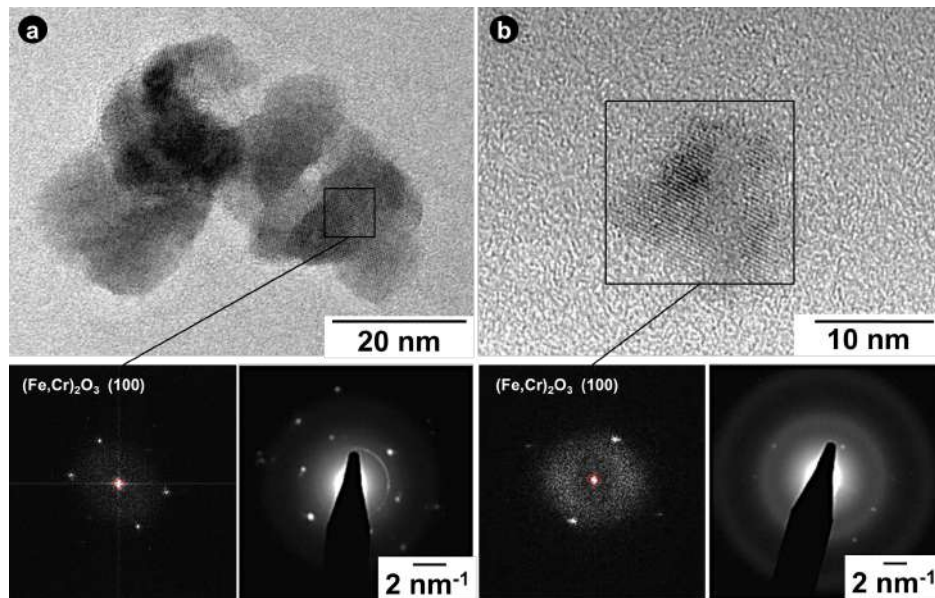


Figura 4.12: Nanopartículas, EDPs y FFT de $(Fe,Cr)_2O_3$ determinadas por TEM para $P = 35 N$ con (a) $\delta = 116 \mu m$ y (b) $\delta = 160 \mu m$.

A su vez, la formación de óxidos no estequiométricos con estructuras del tipo espinela y hematita ha sido reportada en estudios de corrosión en ambientes acuosos a temperatura cercanas a los 300 °C tanto en AISI 304 [74] como en I 800 [75]. En estos trabajos se observó la formación de una doble capa de óxido de dichas estructuras. Sin embargo, los mecanismos de formación aún no han sido completamente establecidos.

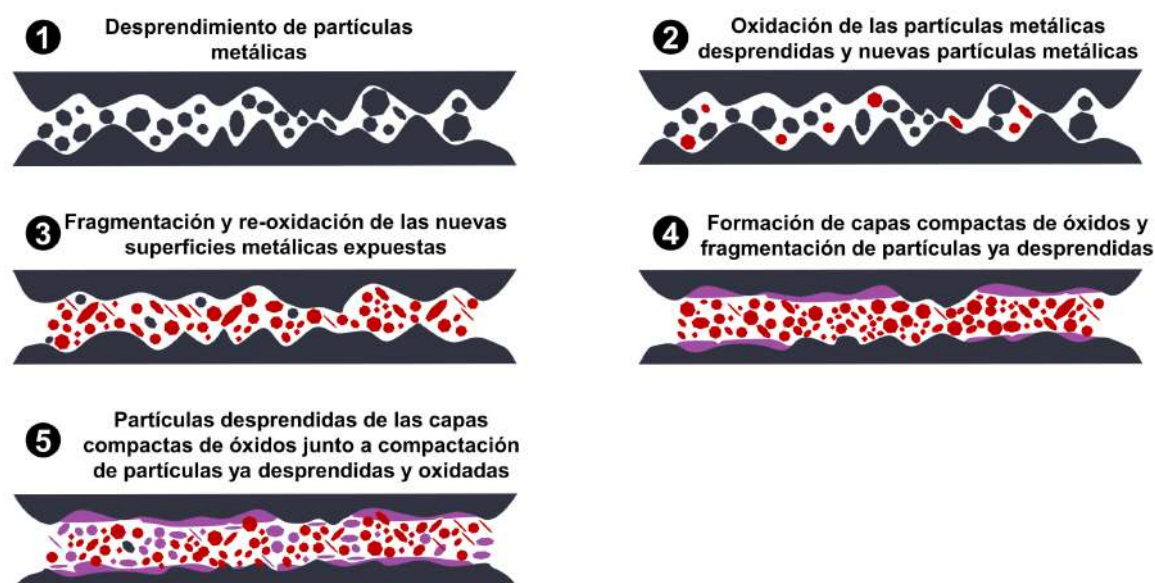


Figura 4.13: Secuencia propuesta de los procesos que sufren los *debris* retenidos en el contacto entre las superficies.

Entonces, la formación de estructuras espinelas en los *debris* no es inesperada. De hecho, en el campo de los materiales magnéticos [76], las espinelas de base Fe , denominadas ferritas, son obtenidas habitualmente por molienda mecánica a alta temperatura de dos óxidos precursores: el óxido de un metal bivalente MeO y Fe_2O_3 para obtener una espinela del tipo $MeFe_2O_4$. Durante el proceso de *fretting* en el cual las partículas desprendidas quedan retenidas entre las superficies en contacto y sufren un proceso de deformación plástica junto a un incremento de temperatura debido a la fricción es esperable que se origine la formación de estructuras espinelas por la similaridad entre este proceso y la molienda mecánica.

4.1.5. Relación entre los *debris* y el mecanismo de desgaste

El análisis de los *scars* sobre el TGV y el patín indica la presencia de diferentes mecanismos de desgaste como se puede observar en la Fig. 4.14. Para todas las δ utilizadas, se observó la presencia de surcos originados por una abrasión de tercer cuerpo, el cual fue el mecanismo de desgaste predominante. En este caso, el tercer cuerpo responsable del daño abrasivo fueron los *debris* retenidos entre las superficies los cuales originan los surcos a través de procesos de rayado y deformación plástica [10]. Además, como se observa en la Fig. 4.14(b) se halló la formación de hoyos (*pits*) y la transferencia de material lo que evidencia que junto a los procesos de desgaste abrasivo se hallan presentes procesos de desgaste adhesivo.

La importancia de las reacciones triboquímicas durante una condición de *gross slip* fue descrita por Kalin y Vizintin [77]. Estos autores demostraron que el desgaste

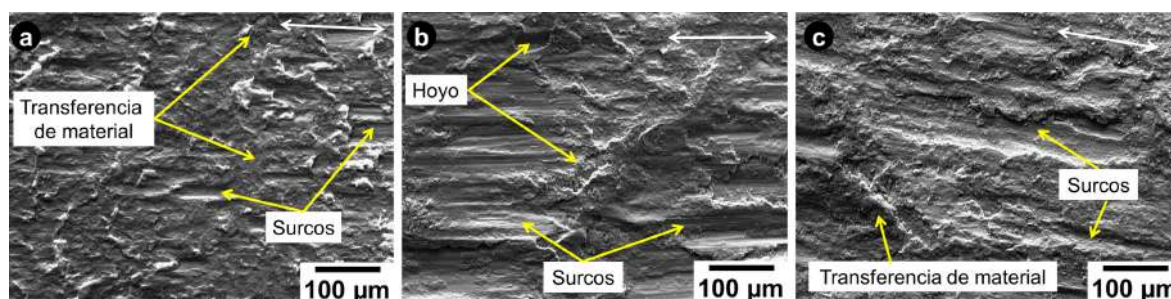


Figura 4.14: Imágenes SEM del desgaste sobre los patines de AISI 304 para $P = 35$ N con (a) $\delta = 70$ μm , (b) $\delta = 116$ μm y (c) $\delta = 160$ μm . La doble flecha indica la dirección de deslizamiento.

triboquímico se incrementa con el incremento en δ bajo condiciones de *gross slip*.

La presencia del desgaste abrasivo puede ser explicado tomando en cuenta las fases de las partículas que se forman en el contacto. En los aceros austeníticos con más del 17 % en peso de Cr se ha reportado la formación de una capa protectora doble, la que se forma en contacto con el aire. La misma esta compuesta de una capa externa de una espinela del tipo $(Mn, Fe)Cr_2O_4$ y una capa interna de óxido de cromo Cr_2O_3 , la cuál es una fase muy dura. Si bien las capas de óxidos pasivantes son de solo algunos nanometros, estudios sobre recubrimientos de Cr_2O_3 con espesores de unos 400 μm tienen valores de dureza Vickers que rondan los 400 kg mm^{-2} [78]. Para el par I 800/AISI 304, donde dicha fase está presente desde el inicio del ensayo en ambas superficies debido al contenido de Cr y también puede ser originada por reacciones triboquímicas durante el proceso de *fretting* [79] y fue observada en los *debris* analizados. Por lo tanto, el predominio del desgaste abrasivo puede ser atribuido a la presencia en las partículas desprendidas de la fase $(Fe, Cr)_2O_3$.

Por otro lado, el efecto adhesivo y de transferencia de material entre superficies puede estar ligado a la presencia de estructuras del tipo espinela. La formación de la espinela $(Ni, Fe)(Fe, Cr)_2O_4$ para $\delta = 160$ μm es un resultado importante debido a que en trabajos previos, a temperaturas del orden de los 600 °C, durante el desgaste por deslizamiento de materiales similares, Incoloy 800H [60][61] e Incoloy 901 [33], se encontró que la capa protectora o *glaze layer* presentaba esta fase. De acuerdo a lo anterior, la presencia de esta fase espinela en los *debris* para $\delta = 160$ μm permitiría explicar la *glaze layer* observada en la Fig. 4.5(f). Como en esta tesis los ensayos se realizaron a temperatura ambiente, el incremento de temperatura necesario para la formación de este tipo de capa solo puede ser provisto por el calor generado por fricción.

El aumento de temperatura local por el calor generado por fricción en las áreas de contacto reales dentro del área aparente es imposible de medir técnicamente, ya que sólo se pueden hacer estimaciones o mediciones globales de la temperatura utilizando sensores o cámaras térmicas [80]. Por ello, se suelen utilizar simulaciones de elementos finitos para estimar la elevación de temperatura en los puntos de contacto [80]. En

este tipo de simulaciones se ha reportado que una vez formada la capa compacta de *debris*, la misma favorece el incremento de temperatura [81]. Si bien no existen estudios de la elevación de temperatura por fricción para material de TGV, se hallaron cálculos numéricos del incremento de temperatura por fricción en AISI 304, lo que han arrojado valores del orden de los 700 °C en los puntos de contacto [82]. Este aumento de temperatura local podría explicar la formación de las capas compactas y *debris* observados en las Figs. 4.5(f) y 4.7.

4.2. Efectos del cambio en la composición del patin en el daño por *fretting* en TGVs de I 800

En esta sección se analiza el efecto del cambio de la composición química de los materiales en el daño por *fretting*. Como se menciona en el trabajo de Dobromirski [53], la naturaleza de los materiales en contacto es muy importante, ya que al variar los mismos varían propiedades tales como:

- el módulo de elasticidad, el cual afecta las propiedades mecánicas del contacto entre los materiales como ser el área de contacto aparente y la tensiones de contacto [21],
- la estructura cristalina, ya que se ha observado en otros trabajos que materiales con estructura cristalina similar poseen una mayor tendencia a la adhesión [83], y variables tales como el tamaño de grano también influyen el daño por *fretting* [84],
- la composición elemental de los materiales en contacto, lo cual afecta las características de los *debris* formados y éstos están relacionados con la formación de capas protectores de óxidos y la abrasión por tercer cuerpo [24].

En esta sección se presentan y analizan los resultados del estudio del daño por *fretting* en TGVs de I 800 en contacto con patines de acero inoxidable AISI 304, acero al carbono AISI 1060 y *Cu*, con una pureza del 99,9% en peso. Como se menciona en la Sección 3.1, AISI 304 se considera como material alternativo para la fabricación de soportes de TGV para reactores nucleares compactos [38]. Por otro lado, el patín de *Cu* se eligió por presentar una composición radicalmente diferente a la del I 800 y permite además explorar cómo dicha diferencia afecta al comportamiento de daño por *fretting*. A su vez, el patín de AISI 1060 fue seleccionado para examinar, mediante la comparación con AISI 304, la influencia de *Cr* y *Ni* en el daño por *fretting*. La composición química de los patines utilizados se presentó en la Tabla 3.5.

Tabla 4.3: Dureza Vickers (HV) de la superficies en contacto del TGV y los patines utilizados en esta sección.

Material	I 800	AISI 304	AISI 1060	Cu
HV [kg mm ⁻²]	215 ± 22	321 ± 23	753 ± 43	143 ± 7

Los ensayos se realizaron en aire a temperatura ambiente (25 °C) y una humedad relativa del 35 %. Los patines fueron fabricados a partir de barras cilíndricas con un diámetro de 13,5 mm. Nuevamente, se eligieron condiciones por encima de las recomendadas en la norma ASTM G204 [45] para asegurarse que el sistema se encuentre en una condición de *gross slip* y prevalezca el daño por desgaste. En este caso, se utilizó una carga normal de $P = 40 \pm 5$ N con una amplitud de deslizamiento de $\delta = 75 \pm 5$ μm. Los ensayos se realizaron a una frecuencia de $f = 15$ Hz hasta alcanzar los $N = 10^6$ ciclos. El dispositivo de ensayos utilizado fue el presentado en la Fig. 3.7.

Para cada par de materiales se determinaron los mecanismos de desgaste, su relación con la estructura de los *debris* formados y el correspondiente coeficiente de desgaste K . Además, como algunos trabajos previos reportan que la dureza superficial de los materiales en contacto es importante en el desgaste por *fretting* [85] [86], se analizaron también los cambios en el daño por *fretting* en base a la dureza de los patines. La dureza Vickers de las superficies en contacto se determinó usando un equipo Mitutoyo MKV-H0 con cargas de 0,3 kg y los resultados se presentan en la Tabla 4.3. El valor de dureza obtenido en el TGV de I 800 se corresponde con el presentado en la Sección 3.1 obtenido de la tesis de Maestría de Claramonte [41].

4.2.1. Cambios en el daño superficial.

El aspecto superficial de la zona de contacto observadas por LM en TGVs y patines luego de la limpieza con ultrasonido se presenta en la Fig. 4.15. En la misma, la doble flecha indica la dirección del deslizamiento. Se puede observar, al igual que en los ensayos a diferentes δ (Fig. 4.1), que el *scar* tiene un aspecto circular debido a la geometría de contacto utilizada. La existencia del daño por deslizamiento en toda la superficie de contacto indica que la condición de contacto a lo largo del ensayo fue *gross slip*.

La observación por SEM de la zona dañada se muestra en la Fig. 4.16. Se halló la formación de capas compactas de óxidos sobre la superficie del TGV para los pares I 800/AISI 1060 e I 800/Cu, como se muestra en las Figs. 4.16(b) y (c). Para el par I 800/AISI 1060, se evidenció la existencia de dichas capas debido a que las mismas presentan una apariencia más brillante, como se observa en la Fig. 4.16(b), originada por la carga electrostática de las mismas durante el barrido con el haz de electrones. En el patín, la capa compacta que se mantiene adherida a la superficie fue menor

que para el *scar* sobre el TGV. Por otro lado, para el par I 800/*Cu*, la formación de capas compactas de aspecto más brillante fue observada tanto en el TGV como en el patín como lo muestra la Fig. 4.16(c). A diferencia de ello, en el par I 800/AISI 304, la característica principal del daño superficial fue la formación de surcos debido al desgaste abrasivo por un tercer cuerpo, como se puede observar tanto en el patín como en el TGV en la Fig. 4.16(a).

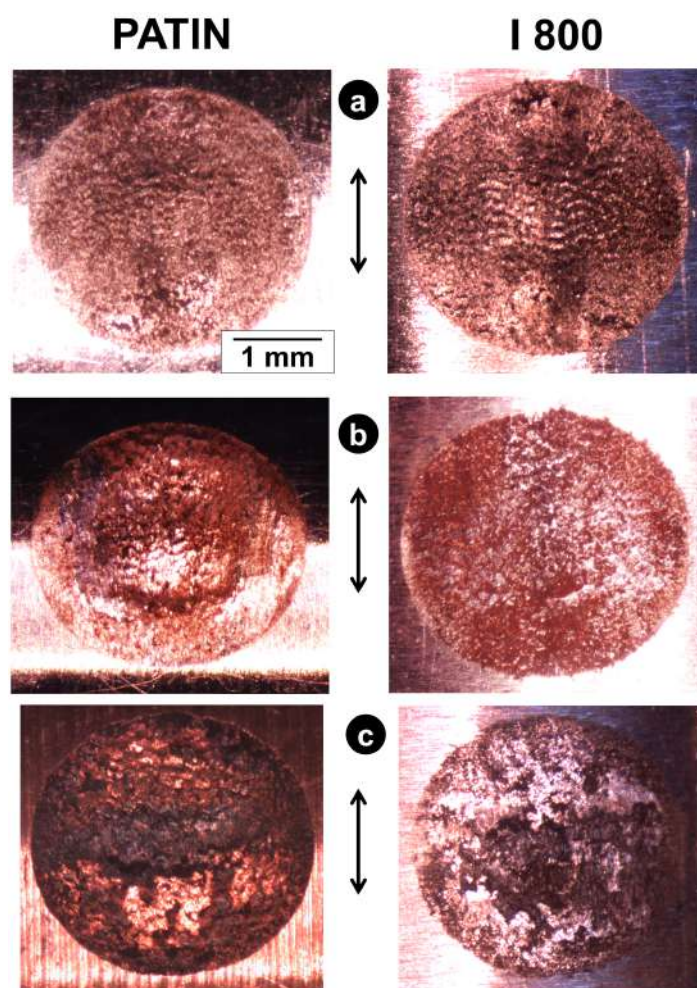


Figura 4.15: Daño por *fretting* en el TGV y los patines por LM para $P = 40 \text{ N}$ y $\delta = 75 \mu\text{m}$ con patines de (a) AISI 304, (b) AISI 1060 y (c) *Cu*. La doble flecha indica la dirección de deslizamiento.

Para comparar el daño por desgaste en los diferentes pares se utilizó el coeficiente K , Ec. 4.1, calculado a partir del volumen de material removido V medido por OP. Sin embargo, a diferencia de lo realizado en la Sección 4.1.1, donde V se estimó como dos veces el volumen removido del patín, es decir, $2 \cdot V_{PATIN}$, aquí se calculó como la suma del material removido en el patín V_{PATIN} y en el TGV V_{TGV} . El objetivo de esto es comparar los dos métodos de cálculo y determinar si es posible con la medición de una de las topografías en contacto, hallar un valor de K adecuado y el error cometido al realizar esta simplificación. Además, de la topografía obtenida de la zona dañada de

determinó el valor de la profundidad máxima del *scar* para ambas superficies, h_{PATIN} y h_{TGV} .

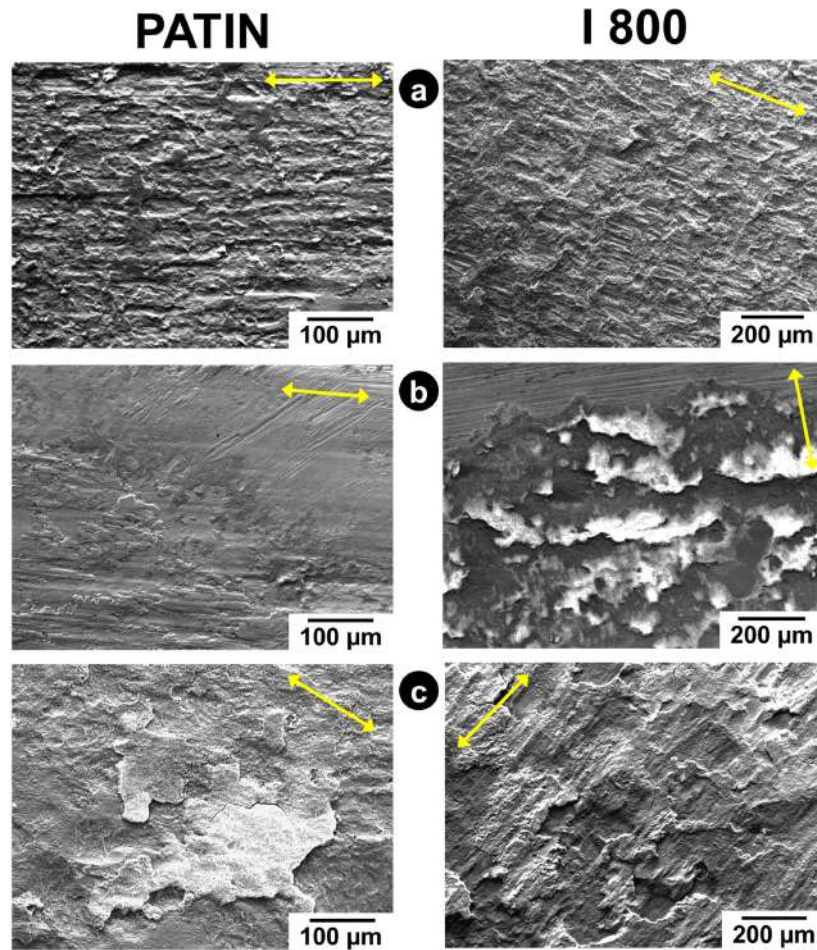


Figura 4.16: Daño por *fretting* sobre la superficie del TGV y los patines, observado por SEM, para $P = 40$ N y $\delta = 75$ μ m con patines de (a) AISI 304, (b) AISI 1060 y (c) *Cu*. La doble flecha indica la dirección de deslizamiento.

Los resultados obtenidos se presentan en la Tabla 4.4, mientras que los perfiles de profundidad centrales de los *scars* se presentan en la Fig. 4.17.

Tabla 4.4: Valores de los volúmenes removidos V_i y la profundidad máxima del *scar* h_i en el TGV y el patín, determinados por OP, junto al coeficiente de desgaste del par K para los diferentes patines utilizados.

Patín	AISI 304	AISI 1060	<i>Cu</i>
h_{TGV} [μ m]	105	42	20
V_{TGV} [mm^3]	0,51	0,34	0,08
h_{PATIN} [μ m]	92	112	155
V_{PATIN} [mm^3]	0,62	0,59	0,90
K [Pa^{-1}]	$9,4 \times 10^{-14}$	$7,8 \times 10^{-14}$	$8,2 \times 10^{-14}$

De las Figs. 4.17(b) y (c) se puede notar que en los pares I 800/AISI 1060 e I 800/*Cu* las profundidades máximas de material removido en los patines son mucho mayores que

para el caso de los TGVs pero, para el par I 800/AISI 304, ambos perfiles tienen una profundidad similar. Además, al utilizar el patín de AISI 304 se halló que si bien el valor de h_{TGV} es mayor que h_{PATIN} , los volúmenes removidos, presentados en la Tabla 4.4, tienen una relación inversa, siendo V_{PATIN} mayor que V_{TGV} . Esto indica que no existe una correlación directa entre la profundidad del *scar* y el correspondiente volumen removido, lo cual es consecuencia de la forma particular de los *scars*, como se puede observar en la Fig. 4.17.

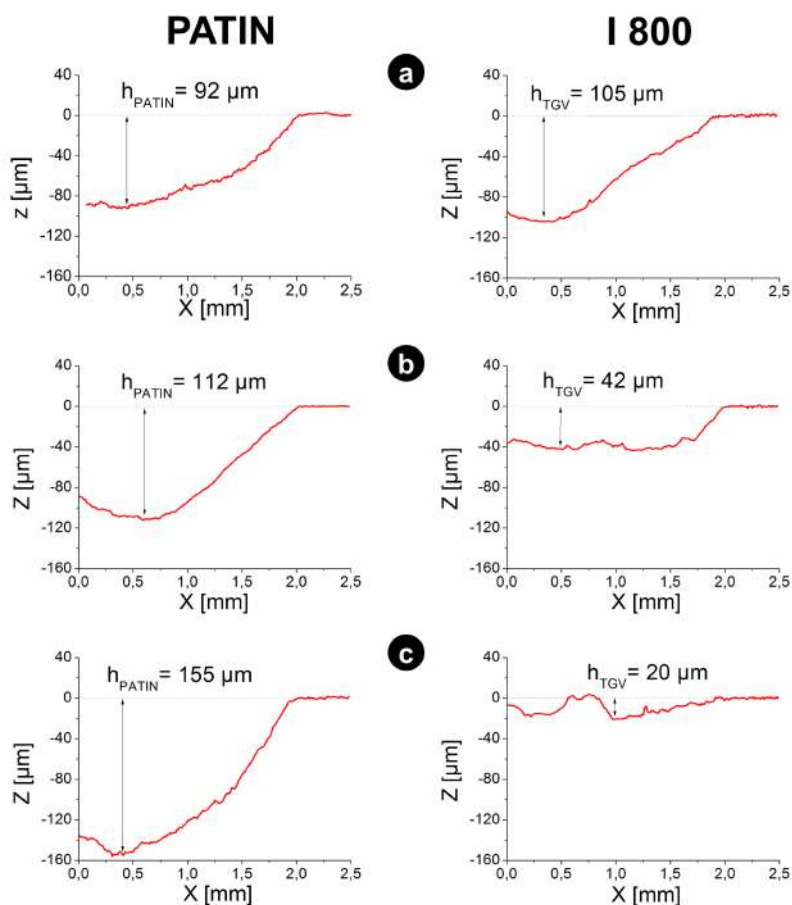


Figura 4.17: Perfiles de profundidad de la línea central del *scar* en el patín y el TGV para $P = 40$ N y $\delta = 75$ μm con patines de (a) AISI 304, (b) AISI 1060 y (c) Cu.

En el perfil de profundidad del TGV para el par I 800/Cu se observó que existen regiones dentro del *scar* que presentan una altura mayor que la superficie original del TGV, Fig. 4.17(c). Este aumento en la altura solo puede ser explicado por la transferencia de material entre las superficies en contacto. Por ello, se realizaron estudios composicionales utilizando análisis de líneas y mapeos de EDS en los pares I 800/AISI 1060 e I 800/Cu, que son los pares en los que se observó una gran diferencia entre los perfiles de profundidad del TGV y el patín. Mientras que para I 800/AISI 1060 se utilizaron los valores composicionales de Ni y Cr como indicadores de la transferencia de material del TGV al patín, para estudiar la transferencia de material del patín al TGV

se siguieron cambios en el contenido de Fe . A su vez, en el par I 800/ Cu , el contenido de Cu en las superficies fue utilizado para estudiar la transferencia de material.

4.2.2. Cambios en el mecanismo de desgaste.

La Fig. 4.18 presenta un mapeo composicional de EDS sobre el patín del par I 800/AISI 1060 en una región en el borde del *scar*, donde también se puede observar una zona no dañada (N.D.) del patín, que representa la superficie original antes del ensayo. En dichos mapeos, la existencia de zonas más brillantes indican una fuerte concentración del elemento analizado mientras que en las zonas oscuras existe una disminución en el contenido del mismo. La concentración de Fe se distribuye homogéneamente dentro del *scar* y en la zona N.D., excepto en una capa adherida a la superficie que además contiene una cantidad importante de Ni y Cr . Los elementos Ni y Cr se hayan solo dentro del *scar* y en muy pequeñas proporciones excepto en la zona donde existe una disminución del contenido de Fe . Por otro lado, en el mapeo de O se halló que el mismo solo está presente dentro del *scar*, indicando que en toda la región del contacto se presenta la formación de óxidos y además no se halla presente en la capa adherida rica en Ni y Cr . La Fig. 4.19 presenta el estudio de la superficie del patín para I 800/AISI 1060, donde se realizaron perfiles composicionales sobre dos capas de *debris* compactas a lo largo de las líneas A y B. En ambas las flechas indican la posición en la imagen de SEM. Se puede observar que tanto en la línea A como en la B, al atravesar la capa de óxidos compactos, se presenta un aumento del contenido de Fe el cual va acompañado de una disminución del contenido de Ni y Cr . Este aumento indica que se ha transferido Fe desde el patín. Estas variaciones composicionales muestran la transferencia de material entre patín y TGV y permiten además explicar las diferencias de altura en los perfiles de la Fig. 4.17(b) por la acumulación de material, preferentemente sobre el TGV.

Un mapeo composicional de EDS sobre la zona de contacto en el patín para el par I 800/ Cu (Fig. 4.20) permitió determinar que el contenido de Fe , Ni y Cr es muy bajo, lo que indica que existe muy poco material transferido que haya permanecido adherido sobre la superficie del patín. Por otro lado, se observa la existencia de O en la mayoría de la superficie del *scar*, lo cual esta ligado a la oxidación del material desprendido y el metal base debido al fenómeno de *fretting*. Esto es coincidente con lo observado en el perfil de profundidad de la línea central del *scar* en el patín, presentado en la Fig. 4.17(c).

Se realizaron perfiles composicionales sobre el *scar* en el TGV del par I 800/ Cu , los que son presentados en la Fig. 4.21. Las líneas atraviesan dos zonas de capas compactas de *debris* en diferentes regiones del *scar*. Al atravesar las capas se produce una reducción del contenido de Fe , Ni y Cr , elementos que componen el material del TGV, los que

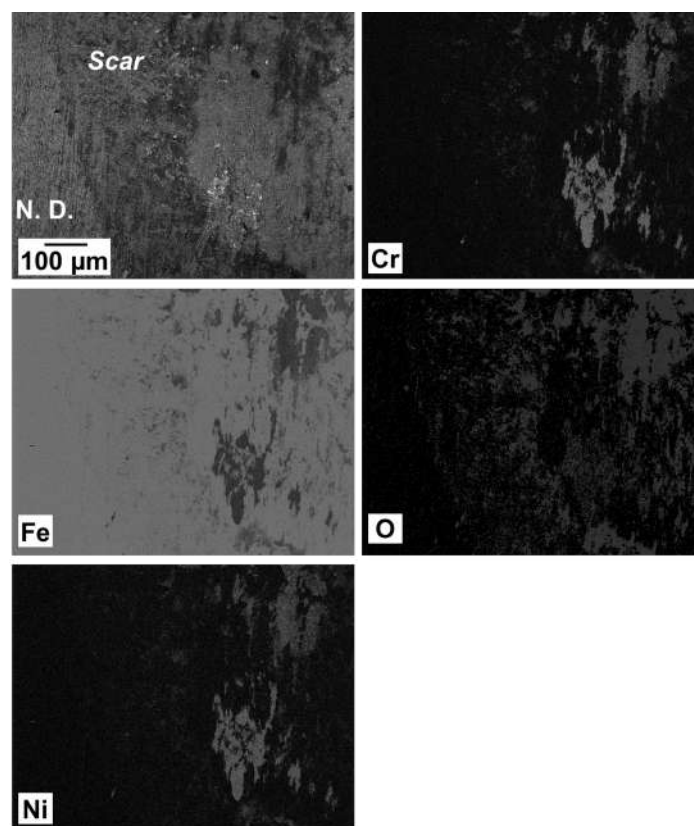


Figura 4.18: Mapeo de EDS de *Fe*, *Ni*, *Cr* y *O* realizado sobre la superficie del patín para el par I 800/AISI 1060.

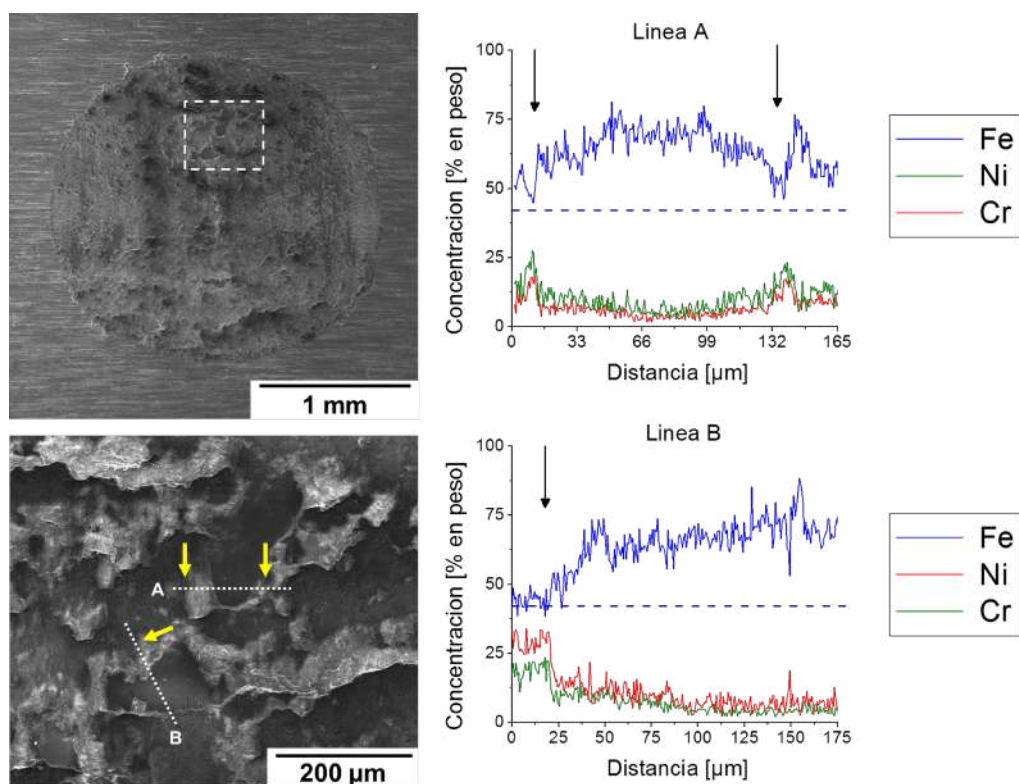


Figura 4.19: Escaneos de línea de EDS sobre la zona de daño en el TGV para el par de I 800/AISI 1060. Las flechas indican la posición en la línea. La concentración nominal de *Fe* en el TGV se halla indicada por la línea horizontal punteada.

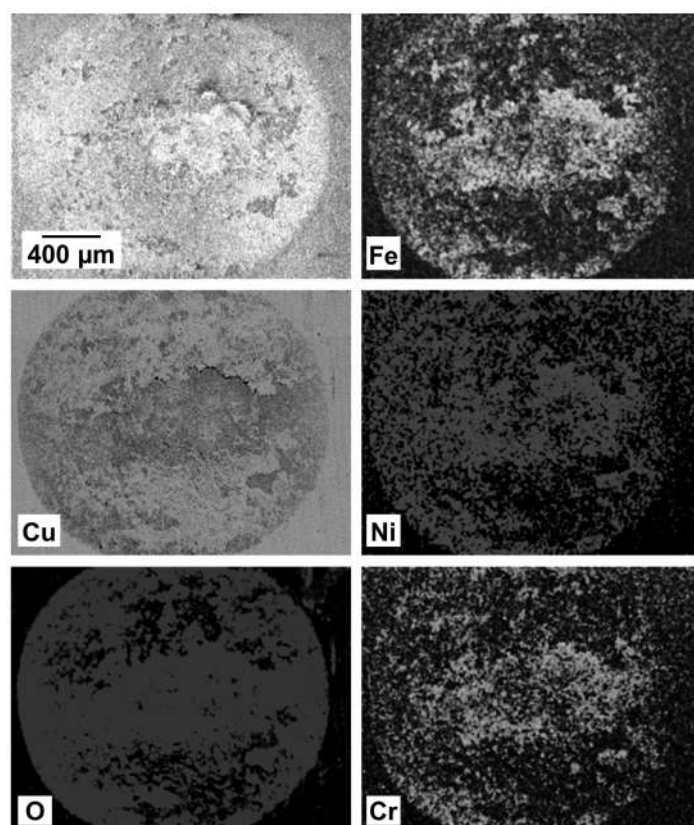


Figura 4.20: Mapeo de EDS de *Fe*, *Ni*, *Cr*, *Cu* y *O* realizado sobre la superficie del patín para el par I 800/*Cu*.

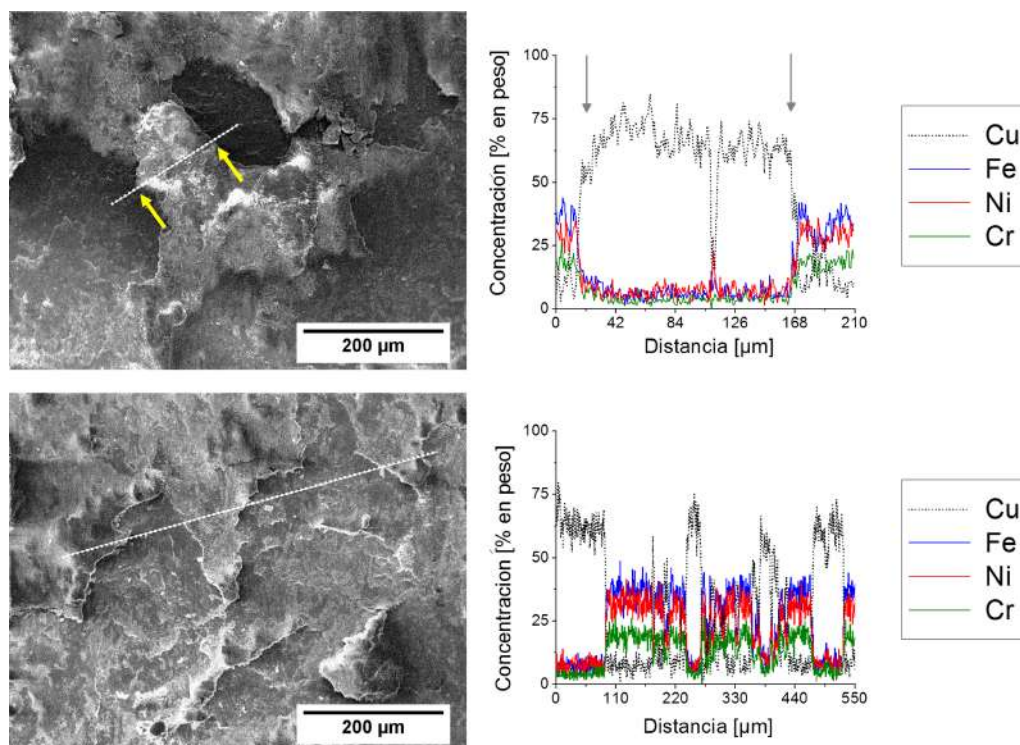


Figura 4.21: Escaneos de línea de EDS sobre la zona de daño en el TGV para el par de I 800/*Cu*. Las flechas indican la posición en la línea.

van acompañados por un aumento del porcentaje de *Cu*. Este elemento no se halla presente en el TGV, por lo que sólo puede provenir de la transferencia de material desde el patín.

Los *scars* presentados en la Fig. 4.16 muestran que existe un cambio en el mecanismo de daño predominante entre los diferentes pares. Para el par I 800/AISI 304 el mecanismo que predomina es el desgaste abrasivo, con la presencia de partículas duras que producen ranuras en la superficie del *scar* y una despreciable acumulación de material en la zona de desgaste. Por otro lado, en los pares I 800/AISI 1060 e I 800/*Cu* predomina el desgaste adhesivo, con la formación de capas compactas de óxidos, las cuales permanecen fuertemente adheridas a las superficies y son las responsables de que la profundidad del perfil de la zona central del *scar* en el TGV sea mucho menor que la determinada en el patín. Además, el predominio del desgaste adhesivo se corroboró mediante la formación de partículas esféricas sobre la zona de contacto de los TGV en ambos pares, como se observa en la Fig. 4.22.

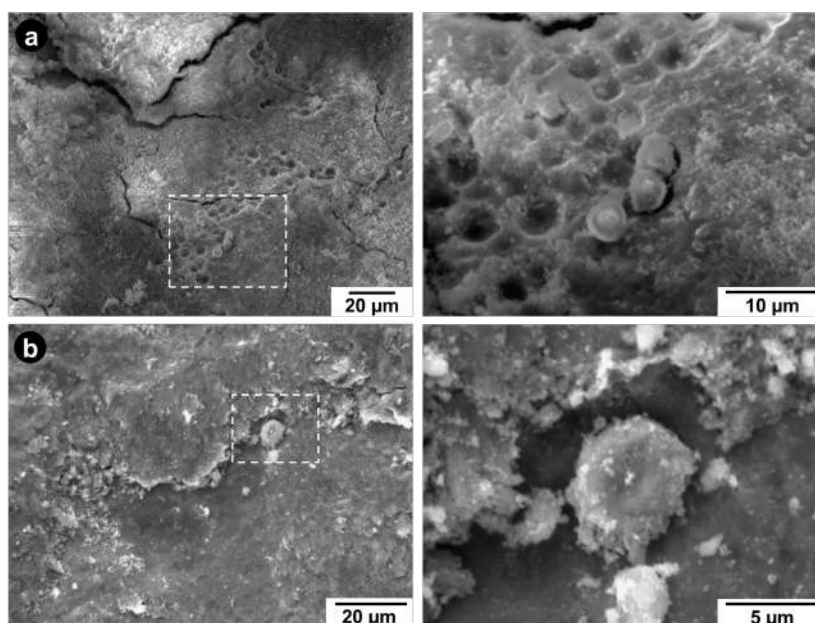


Figura 4.22: Formación de partículas esféricas en la zona de contacto sobre el TGV para el par (a) I 800/*Cu* y (b) I 800/AISI 1060.

La Fig. 4.22(a) presenta la formación de 3 partículas esféricas sobre el *scar* del TGV para el par I 800/*Cu*, las cuales se hallan adheridas a una capa compacta de *debris*. Se pueden observar también las improntas originadas por las mismas debido a la rodadura sobre dicha capa compacta. Como esta imagen fue tomada luego de la limpieza de la superficie con ultrasonido, se puede asegurar que existe una fuerte adherencia entre la capa compacta y las partículas esféricas. El diámetro promedio de las partículas es de 4 μm. Si bien en el par I 800/AISI 1060 no se pudieron observar partículas esféricas directamente, en la Fig. 4.22(b) se observa el borde de una capa

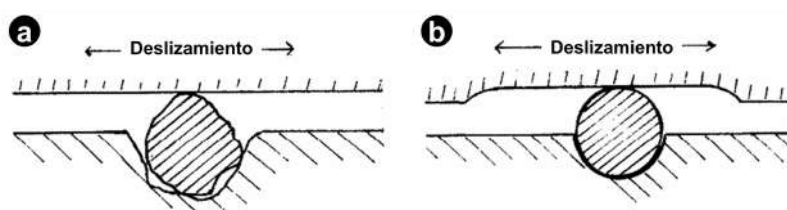


Figura 4.23: Proceso de formación de *debris* esféricos (a) primero ocurre la retención de un *debris* en una cavidad y luego (b) por procesos de pulido originados por el movimiento relativo entre superficies, el *debris* obtiene el aspecto esférico. Modificado de [87].

de la cuál se desprende un segmento de forma ligeramente ovalado con un diámetro promedio de $6\mu\text{m}$. Se puede suponer que este último, si hubiera continuado el ensayo, podría haberse convertido en una partícula esférica.

Se ha reportado la formación de partículas esféricas en estudios de desgaste por deslizamiento [87] en los cuales la formación de las mismas se asocia a procesos de desgaste adhesivo. El proceso se presenta en la Fig. 4.23, donde en un primer momento las partículas son atrapadas en cavidades entre las superficies en contacto (Fig. 4.23(a)) y con el transcurso del ensayo y el deslizamiento de una superficie sobre otra, dicha partícula sufre un proceso de pulido y bruñido que termina formando una partícula esférica (Fig. 4.23(b)). La existencia de partículas esféricas en los ensayos de *fretting* en aceros bajo atmósfera inerte (gas *Ar*) ha sido reportada previamente por Hurricks[88], pero en dicho trabajo se resalta que no se ha hallado la formación de partículas esféricas en ensayos de *fretting* en aire en *Cu* y acero, a diferencia de lo observado en la presente tesis.

Si bien la formación de partículas esféricas no tiene un efecto sobre el daño por desgaste, su formación se puede utilizar como un indicativo del mecanismo predominante de daño [87].

4.2.3. Diferencias en el coeficiente K para los diferentes pares de materiales

Los valores de K calculados para los diferentes pares se presentan en la Tabla 4.4. Se halló que dichos valores solo difieren en un 20 %, con un valor medio de $8,4 \times 10^{-14} \text{ Pa}^{-1}$.

Existe una amplia dispersión en los coeficientes K hallándose, por ejemplo para el caso particular del par I 800/AISI 410, valores que van desde $1,1 \times 10^{-14} \text{ Pa}^{-1}$ [89] a $6,7 \times 10^{-14} \text{ Pa}^{-1}$ [90]. Los valores de K determinados en esta sección, si bien son algo mayores que los reportados, poseen el mismo orden de magnitud. Además, se debe considerar que los análisis de EDS de líneas y mapeos mostraron que gran parte del material removido de las superficies en los pares I 800/AISI 1060 e I 800/*Cu* permanece compactado y adherido sobre la superficie del TGV. Por ello, se subestiman del volumen removido determinado por OP y el valor K .

Para el par I 800/AISI 304, al comparar los valores de K hallados por OP en ensayos a distintos δ , Fig. 4.3, con los presentados en la Tabla 4.4, se observa que dichos valores difieren entre sí en $\Delta K = 0,8 \times 10^{-14} \text{ Pa}^{-1}$. Este valor representa el 6 % del valor presentado en la Tabla 4.4. Se debe recordar que, para calcular el valor presentado en la Fig. 4.3, V se determinó como dos veces el volumen removido en el patín, mientras que el valor mostrado en la Tabla 4.4 se calculó sumando los volúmenes removidos en el patín y el TGV. Luego, si el valor de V se considera como el doble del volumen removido en una de las superficies, cuando predomina el desgaste abrasivo, el error cometido no es muy grande y no se presentan grandes cambios en el valor de K . Sin embargo, al comparar los valores de V_{TGV} y V_{PATIN} de la Tabla 4.4 para I 800/AISI 304, se observa que V_{TGV} es ligeramente menor a V_{PATIN} . Esto explica la diferencia en los valores K . A su vez, como se mencionó antes, h_{TGV} es mayor que h_{PATIN} , relación inversa a la observada en los volúmenes removidos, lo que muestra lo peculiar de las formas de *scar* originadas por *fretting*.

El rol de la dureza superficial sobre el desgaste por *fretting* aún no está esclarecido. Trabajos recientes sobre aceros endurecidos por tratamientos térmicos muestran que una ligera diferencia de dureza entre las superficies puede reducir el daño por *fretting* pero a la vez una dureza baja de las superficies incrementa el volumen removido [86]. Sin embargo, otros trabajos han reportado que, además de la diferencia de dureza, la microestructura de los *debris* generados durante el proceso de *fretting* tiene influencia en el daño [85][91]. La Fig. 4.24 muestra la evolución del coeficiente K y la máxima profundidad de la zona dañada en el patín y el TGV (h_{PATIN} y h_{TGV}) para los diferentes materiales en función de la dureza Vickers de los distintos patines. El valor más bajo de K fue obtenido con el patín de AISI 1060, el cual presenta la mayor diferencia de dureza con respecto a la dureza del I 800. Este resultado es similar al hallado por Budinski [86]. Sin embargo, el coeficiente de desgaste hallado para el patín de *Cu* es similar al de AISI 1060 aún cuando el patín de *Cu* es mucho menos duro y así como es menor la diferencia de durezas entre este material y el I 800. Pero, tanto en los patines de *Cu* como de AISI 1060 el mecanismo de daño principal fue el desgaste adhesivo. El máximo valor del coeficiente K se halló para el patín de AISI 304, donde el desgaste abrasivo fue el principal mecanismo de daño.

Estos resultados indican que la dureza no es el único parámetro importante para el proceso de desgaste. Debido a la existencia de la adhesión de la capa compacta de *debris*, el mecanismo de desgaste tiene un rol muy importante en la evolución del daño por *fretting*. A su vez, la máxima profundidad de daño en el patín también presenta una dependencia compleja con la dureza, como se puede observar en la Fig. 4.24. Por otro lado, mientras que los valores de K son muy similares en los patines de *Cu* y AISI 1060, los valores de h_{PATIN} (superficie donde fue menor la adherencia de capas compactas de óxidos) son considerablemente diferentes. Para AISI 304, el valor de h_{PATIN} fue el

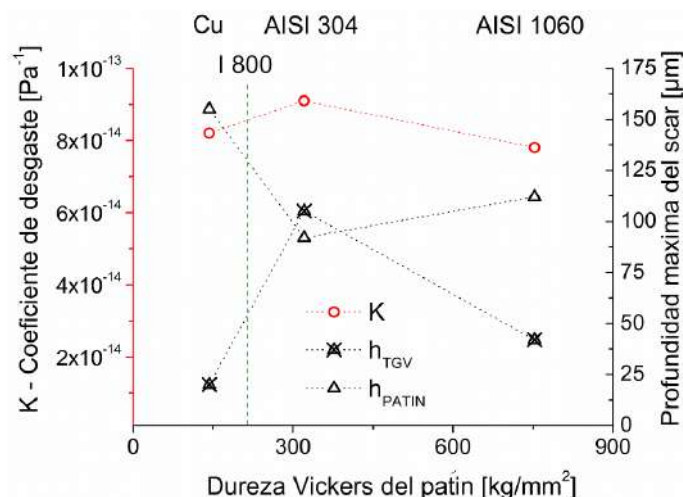


Figura 4.24: Cambios en el coeficiente de desgaste K y la profundidad del scar h_i en el patín y el TGV en función de la dureza Vickers del patín.

menor, siendo este patín paradójicamente el que presenta mayor valor de K . En lo que respecta a los valores de h_{TGV} , el mayor valor fue obtenido en el par I 800/AISI 304, lo que es originado porque en este par predominó un desgaste abrasivo, con la remoción de material de las superficies. Por otro lado, en los pares I 800/AISI 1060 e I 800/Cu donde la predomina adhesión, el material redepositado en la superficie impide conocer el verdadero valor de profundidad de material removido en el TGV.

4.2.4. Análisis de los *debris* desprendidos

El análisis por TEM de los *debris* desprendidos para los diferentes pares analizados mostró las mismas características que los ensayos previos a diferentes δ , con la formación de partículas con tamaños de cientos de nanómetros como las presentadas en la Fig. 4.25, las que están formadas por una aglomeración de partículas nanocristalinas con tamaños comprendidos entre los 5 y 20 nm, como las observadas en la Fig. 4.26.

En el análisis de los EDPs en las partículas mayores se halló nuevamente la formación de anillos concéntricos, que son originados por partículas muy pequeñas orientadas aleatoriamente, como se presenta en la Fig. 4.27. La composición local de los *debris* se determinó mediante EDS, como se muestra en la Fig. 4.25. Para el par I 800/AISI 304 se detectó Fe , Ni y Cr en todas las regiones, con una intensidad de los picos de EDS cambiante de una región a otra, como se observa en la Fig. 4.10, lo que indica la presencia de óxidos de composición no homogénea. Similares efectos fueron observados en los otros pares de materiales. Para el par I 800/Cu, se presentan en la Fig. 4.25(c) dos espectros de EDS, unos sobre una partícula y otro sobre la grilla de soporte cercana. Debido a que la grilla está constituida por una malla de Cu que soporta un film de Carbono/Formvar, el espectro sobre la última contiene un intenso pico CuK y un pico débil de CuL . A diferencia de ello, el espectro obtenido sobre la muestra presenta un

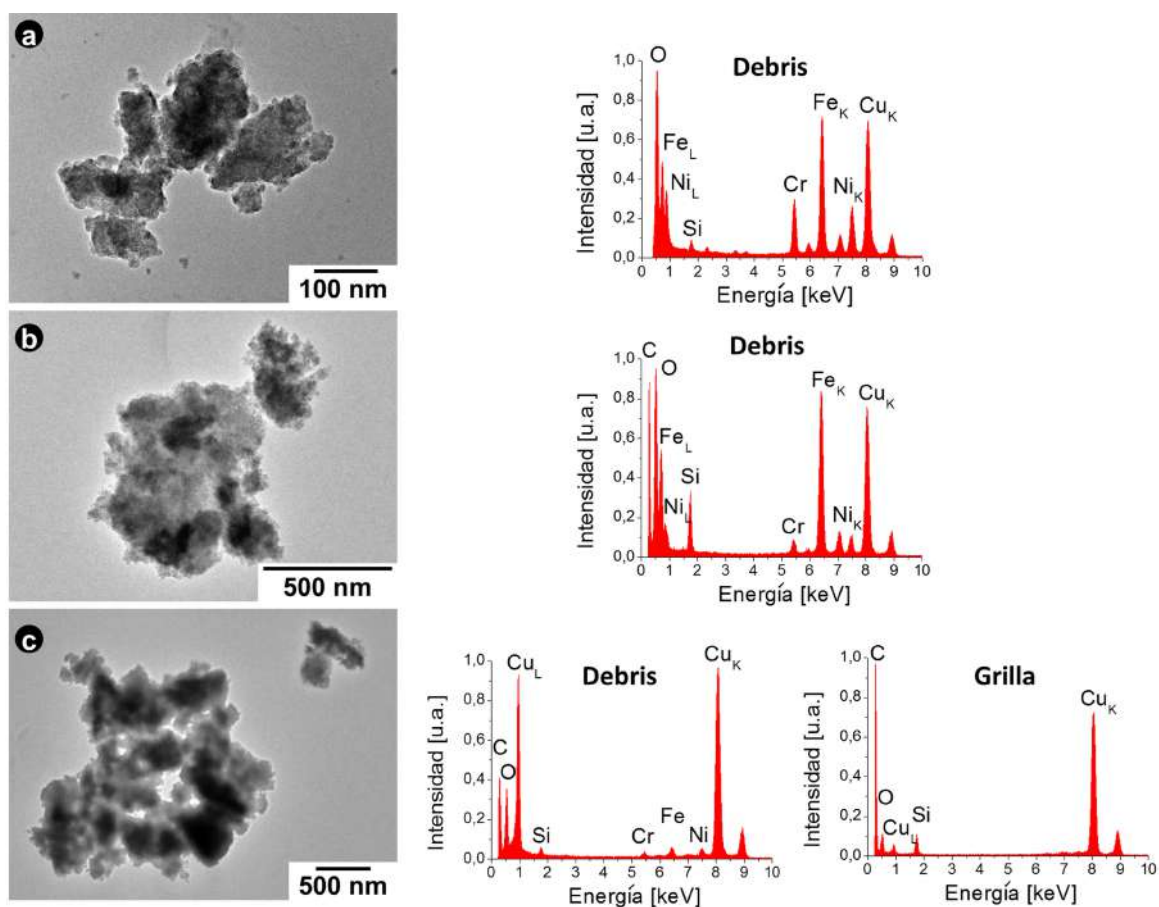


Figura 4.25: Imágenes de los *debris* y sus correspondientes espectros EDS para los pares de materiales (a) I 800/AISI 304, (b) I 800/AISI 1060 y (c) I 800/Cu.

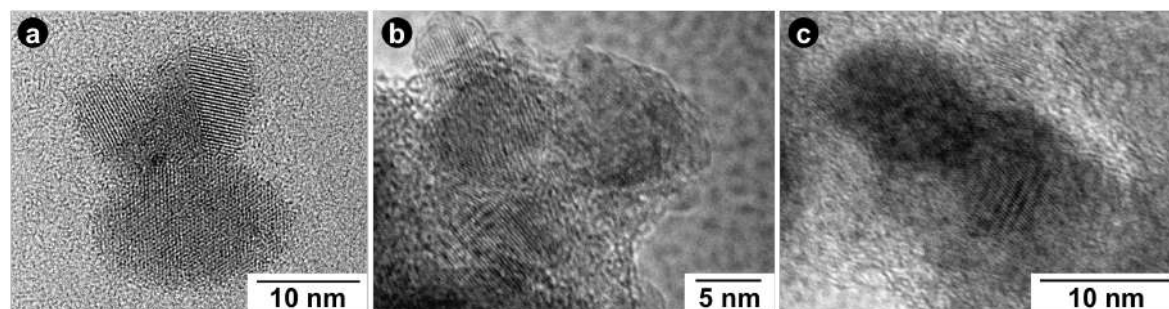


Figura 4.26: Imágenes HRTEM de los *debris* nanocristalinos para los pares de materiales (a) I 800/AISI 304, (b) I 800/AISI 1060 y (c) I 800/Cu.

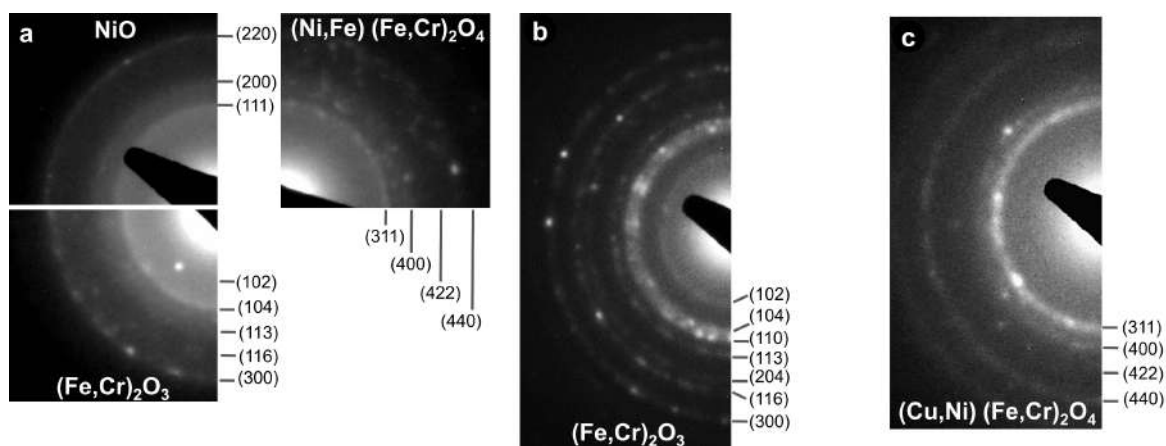


Figura 4.27: EDPs y fases indexadas en los *debris* desprendidos para los pares (a) I 800/AISI 304, (b) I 800/AISI 1060 y (c) I 800/Cu.

intenso pico de CuL , el cual está asociado a la presencia de Cu en la composición de los *debris*. En todos los espectros se observó un pico de Si , el cual es originado por un pico espúreo en el detector de EDS.

Las fases de los *debris* desprendidos fueron obtenidas combinando la información de EDS junto a los EDPs. Los resultados son presentados en la Fig. 4.27. Para el par I 800/AISI 304 las fases presentes fueron las reportadas en la Fig. 4.11(a), con la formación de las estructuras del tipo espinela y hematita $(Ni, Fe)(Fe, Cr)_2O_4$ y $(Fe, Cr)_2O_3$ junto a la presencia de NiO . En los pares I 800/AISI 1060 e I 800/Cu una sola fase fue identificada en los *debris*. Para el patín de Cu se obtuvo una estructura del tipo espinela no estequiométrica, la cual pudo ser formulada como $(Cu, Ni)(Fe, Cr)_2O_4$ debido a la presencia de Fe , Ni , y Cr en las partículas. Por otro lado, para el patín de AISI 1060 se observó una estructura del tipo hematita la que puede ser formulada como $(Fe, Cr)_2O_3$. En este último caso, el espectro EDS muestra un pequeño pico de Ni pero las reflexiones observadas en los EDP no fueron coincidentes con ninguna estructura que presente Ni . Por ello, la presencia de este elemento no puede ser explicado con las estructuras formadas. En los diferentes óxidos los iones de Fe^{2+} , Cu^{2+} y Ni^{2+} ocupan sitios tetraédricos mientras que los iones de Fe^{3+} y Cr^{3+} ocupan los sitios octaédricos.

Como se mencionó anteriormente, la existencia de óxidos complejos no estequiométricos con estructura del tipo espinela se observaron en estudios de corrosión en I 800 [75] y AISI 304 [74]. A diferencia de esto, en los estudios previos de oxidación en *Cu* no se halló la formación de cuproespinelas, sino que se observó la generación de *CuO* o *Cu₂O* [92]. Sin embargo, la formación de la cuproespinela *CuFe₂O₄* se ha obtenido en otros estudios [93] por molienda mecánica a temperaturas que rondan los 500 a 800 °C utilizando como precursores *CuO* y *Fe₂O₃*. Este resultado apoya la hipótesis de que el material retenido entre las superficies sufre un proceso similar a la molienda mecánica. En lo que respecta al par I 800/AISI 1060, la estructura tipo hematita hallada coincide con las estructuras formadas en los estudios de oxidación de este tipo de acero. La presencia de *Ni* en los *debris* desprendidos de este par de materiales solo puede provenir del material del TGV. A pesar de esto, no se pudo hallar una fase cristalina que presente los anteriores anillos de difracción y a la vez posea *Ni* en la misma.

4.2.5. *Debris* y su efecto en el cambio del mecanismo de desgaste.

El predominio de los diferentes tipos de desgaste para los distintos pares de materiales puede explicarse analizando la naturaleza del material desprendido y retenido en el contacto. Kato [94] halló un cambio en el mecanismo de desgaste en aceros debido a la presencia de partículas de *Fe₂O₃* con tamaños entre los 30 y 500 nm, debido a que las mismas forman una capa compacta de óxidos sobre la superficie que impide el contacto metal/metal. Luego, la hematita modificada (*Fe, Cr*)₂O₃ presente en los *debris* del par I 800/AISI 1060, junto a la alta dureza del patín puede prevenir el efecto del desgaste abrasivo, llevando a un incremento del desgaste adhesivo, Fig. 4.16(b). Para el par I 800/AISI 304, antes de iniciar el ensayo las superficies ya poseen una capa pasivante de *Cr₂O₃*, que provee a ambos materiales su propiedad de resistencia a la corrosión, la misma puede afectar el efecto protector de la capa (*Fe, Cr*)₂O₃. Además, el óxido (*Fe, Cr*)₂O₃ puede reaccionar con el *NiO* llevando a la formación de la espinela (*Ni, Fe*)(*Fe, Cr*)₂O₄ y favoreciendo el efecto de desgaste abrasivo. Finalmente, en estudios de desgaste en aleaciones de *Cu* contra acero se observó una tendencia al desgaste adhesivo y por delaminación [95][96], el cual se atribuye a la estructura cristalina, ya que cuando la misma es similar en ambos materiales del contacto, aumenta la adherencia. El predominio del desgaste adhesivo en el par I 800/*Cu* es consistente con los resultados previamente mencionados.

De acuerdo a los resultados de esta Sección, el rol de la dureza de los materiales en el contacto no es un factor tan importante como la microestructura de los *debris* generados durante el proceso de *fretting*. Un efecto similar ha sido reportado en el estudio por *fretting* de AISI 4340 contra AISI 52100 [97].

4.3. Conclusiones parciales.

Los resultados descritos a lo largo de este capítulo son relevantes para alcanzar una primera aproximación de las variables asociadas al daño por *fretting*. Además permitirán una mejor interpretación de los efectos del *fretting* ante los cambios de regímenes y en el desarrollo de los mapas de *fretting*.

Las principales conclusiones de este capítulo fueron:

- Para el par I 800/AISI 304, un incremento en δ bajo una condición de *gross slip*, conlleva a un incremento del volumen removido por desgaste. El mecanismo que predominó fue el desgaste abrasivo por la formación de partículas duras que quedan retenidas entre las superficies.
- En la determinación del coeficiente de desgaste K , no se deben utilizar modelos geométricos ya que llevan a una gran sobrestimación de dicho valor, siendo la técnica de OP el método adecuado para determinar el material removido.
- El mecanismo de daño está muy relacionado con la naturaleza de los *debris* generados durante el proceso de *fretting*. Se halló que en todos los casos, los *debris* eran óxidos de los elementos que constituyen los materiales con tamaños de entre 5 y 20 nm que se aglomeran para formar partículas con tamaños de algunos cientos de nanómetros.
- Las fases cristalina de los *debris* fueron no estequiométricas con estructuras del tipo espinela y hematita. El material desprendido de las superficies y retenido en el contacto sufre un proceso similar a la molienda mecánica.
- Para iguales valores de δ y P bajo condiciones de *gross slip*, el cambio de la composición elemental del patín genera cambios en el daño por *fretting*. Se encontró que en los pares I 800/AISI 1060 e I 800/Cu el mecanismo de desgaste fue predominante adhesivo, mientras que, para el par I 800/AISI 304 el mecanismo de daño principal fue el desgaste abrasivo, como ya se mencionó.
- La existencia de un gran volumen de material adherido a la superficie del TGV origina que los valores de K determinados por OP sean imprecisos. Esto indica que dicho coeficiente no da un panorama completo del fenómeno de daño por *fretting* y es necesario analizar otras variables como, por ejemplo, la naturaleza del material desprendido y la máxima profundidad de daño por desgaste.
- No se halló una clara relación entre la dureza de las superficies y el daño por *fretting*, siendo más importante sobre el efecto del daño la composición elemental de las superficies que la dureza de las mismas.

- A pesar de un cambio en los materiales del par, los *debris* desprendidos estaban conformados por una aglomeración de partículas con tamaños que van desde los 5 a los 20 nm. Las fases cristalinas de los *debris* juegan un rol importante en el tipo de desgaste que predomina en el par, y las fases cristalinas cambian de acuerdo a la composición elemental del patín.

Capítulo 5

Mapas de *fretting* para el par I 800/AISI 304L

En este capítulo se presentan los resultados de los ensayos que llevaron a la construcción del mapa de *fretting* RCFM para el par I 800/AISI 304L. Los ensayos se realizaron en aire a temperatura ambiente para diferentes condiciones de carga de normal de contacto P y amplitud de desplazamiento impuesto δ . Se estudiaron las características principales para los diferentes regímenes, los mecanismos de daño presentes y el análisis de aquellas variables del sistema que se puedan utilizar para identificar los cambios de regímenes. Por último, evaluando los mecanismos de daño, se determinó el mapa *fretting* MRFM.

5.1. Condiciones de ensayo y determinación de los RCFM

Para la determinación de los RCFM se decidió utilizar un rango de valores de P y δ iguales a los que experimentan los TGVs convencionales en servicio. Dichos valores se obtienen mediante simulaciones numéricas [62][98]. Una descripción detallada de los valores típicos de cargas de contacto y desplazamiento relativos presentes en los GVs nucleares se presenta en el Apéndice C. A su vez, se consideraron las recomendaciones establecidas por la norma ASTM G204 [45] para ensayos de desgaste por *fretting*. Esta establece los siguientes parámetros ensayos:

- Carga normal $P = 10$ N,
- Amplitud de deslizamiento $\delta = 50$ μm ,
- Frecuencia $f = 13$ Hz,
- Duración del ensayo, $N = 10^6$ ciclos.

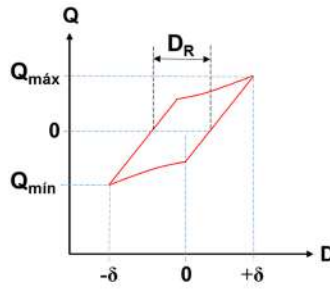


Figura 5.1: Determinación del deslizamiento relativo D_R a partir de el lazo $Q - D$.

Teniendo en cuentas las condiciones mencionadas, para determinar los RCFM se utilizaron cargas $P = 10$ y 20 N con $\delta = 5, 10, 25, 35$ y 50 μm . Los ensayos se realizaron en aire, a temperatura ambiente (25°C) con una humedad relativa del 35 %, hasta alcanzar los 10^6 ciclos. Se impuso un desplazamiento sinusoidal con una frecuencia de 13 Hz. Además, se realizaron ensayos con $\delta = 35$ μm para $P = 5$ N y con $\delta = 70$ μm para $P = 10$ N. En el primero se busco evaluar un cambio en el régimen de *fretting* para dicho valor de δ mientras que el segundo se realizó para estudiar el comportamiento de coeficiente de desgaste K con el aumento de δ .

Los ensayos se realizaron utilizando el dispositivo presentado en la Fig. 3.8, el cual permite registrar en cada instante la fuerza tangencial Q y poder elaborar los lazos $Q - D$, siendo D el desplazamiento relativo instantáneo entre las superficies. D se determina a partir de la posición instantánea del pistón respecto a la inicial. Esta presenta valores positivos cuando el pistón se desplaza hacia abajo, es decir, en el sentido de la aceleración de la gravedad, y negativos cuando el pistón se desplaza en el sentido contrario.

Para determinar los diferentes regímenes es necesario establecer un criterio para identificar el cambio en las condiciones de contacto. Para ello, en la literatura se han reportado diferentes criterios [29][99].

En esta tesis se eligió utilizar el criterio de Zhou y Vincent [29], según el cual se establece una condición de *partial slip* cuando el deslizamiento relativo entre los cuerpos toma valores entre el 5 y 25 % del deslizamiento impuesto. De este modo, si el deslizamiento relativo es menor del 5 % se considera que existe una condición de *stick* en el contacto y se supera el 25 % se pasa a una condición de *gross slip*. Se debe recordar que el deslizamiento relativo entre superficies D_R se obtiene de medir el deslizamiento de los lazos lazo $Q - D$ para una condición de carga tangencial nula, es decir, $Q = 0$ N, como se presenta en la Fig. 5.1. La medición se realiza bajo esta condición de carga tangencial debido a que en los extremos del lazo muchas veces la fuerza de fricción no es constante, sobre todo bajo condiciones de *partial slip*, haciendo difícil discernir la magnitud del desplazamiento relativo. Luego, para determinar el deslizamiento relativo porcentual se debe aplicar la Ec. 5.1, donde el mismo es igual al cociente entre D_R y

dos veces el valor δ [29].

$$D_R [\%] = \frac{D_R}{2 * \delta} * 100 \quad (5.1)$$

Los lazos $Q - D$ determinados para las diferentes condiciones de carga y desplazamiento se presentan en la Fig. 5.2. El análisis de los diferentes regímenes se analiza en detalle en las próximas secciones. Con el criterio de deslizamiento parcial seleccionado, se determinó el mapa RCFM para el par I 800/AISI 304L que se presenta en la Fig. 5.3.

5.2. Régimen PSR

Este régimen se halló para $\delta = 5 \mu\text{m}$ con $P = 10$ y 20 N . En la Fig. 5.4 se muestra la evolución de los lazos $Q - D$ para los ciclos 10, 50 y 10^6 . Se puede observar que al alcanzar los primeros 10 ciclos existe un deslizamiento relativo entre las superficies del orden del 20 % para ambas cargas P , lo que determina una forma cuasi-elipsoidal para el lazo $Q - D$. Pero, al alcanzar a los 50 ciclos el sistema alcanza una condición de *stick*, con un deslizamiento relativo igual a cero, la que se mantiene hasta finalizar el ensayo, con 10^6 ciclos. El deslizamiento parcial entre las superficies durante los primeros ciclos es originado por la presencia de una capa de contaminación superficial que presentan los cuerpos en contacto [31], la cual es removida rápidamente al iniciar el ensayo, luego de lo cual se genera la adhesión entre las superficies. En los lazos de la Fig. 5.4 se observa la existencia de oscilaciones en el lazo, que originan una indeterminación del desplazamiento impuesto, el cual se limita a un valor de $\pm 2 \mu\text{m}$. Esto es originado por el error en el posicionamiento del pistón de la máquina de ensayos.

En los lazos $Q - D$ de la Fig. 5.4, en cada ciclo se halla expresado el valor de la pendiente en la región de comportamiento elástico y el coeficiente de determinación (R^2) que surge de ajustar los puntos obtenidos por una recta. Dicha pendiente esta relacionada con la rigidez tangencial de contacto K_c , que representa la parte del deslizamiento impuesto que es acomodada a través de una deformación elástica entre las superficies [100]. Para un contacto esfera-plano, el valor teórico de K_c se calcula con la Ec. 5.2 [21], donde a es el radio de la zona de contacto calculado según las ecuaciones de Hertz, G_i y ν_i son respectivamente el modulo de corte y el coeficiente de Poisson de los materiales en contacto. Esta formula también es aplicable a una configuración del contacto de cilindros cruzados a 90° . Sin embargo, el valor de la pendiente de los lazos $Q - D$ esta asociado a la rigidez de contacto experimental K_T , el cual siempre difiere del obtenido teóricamente por la Ec. 5.2, ya que posee dos contribuciones, la contribución del contacto K_c y otra relacionada con la rigidez del dispositivo ensayos de *fretting* K_{disp} [101].

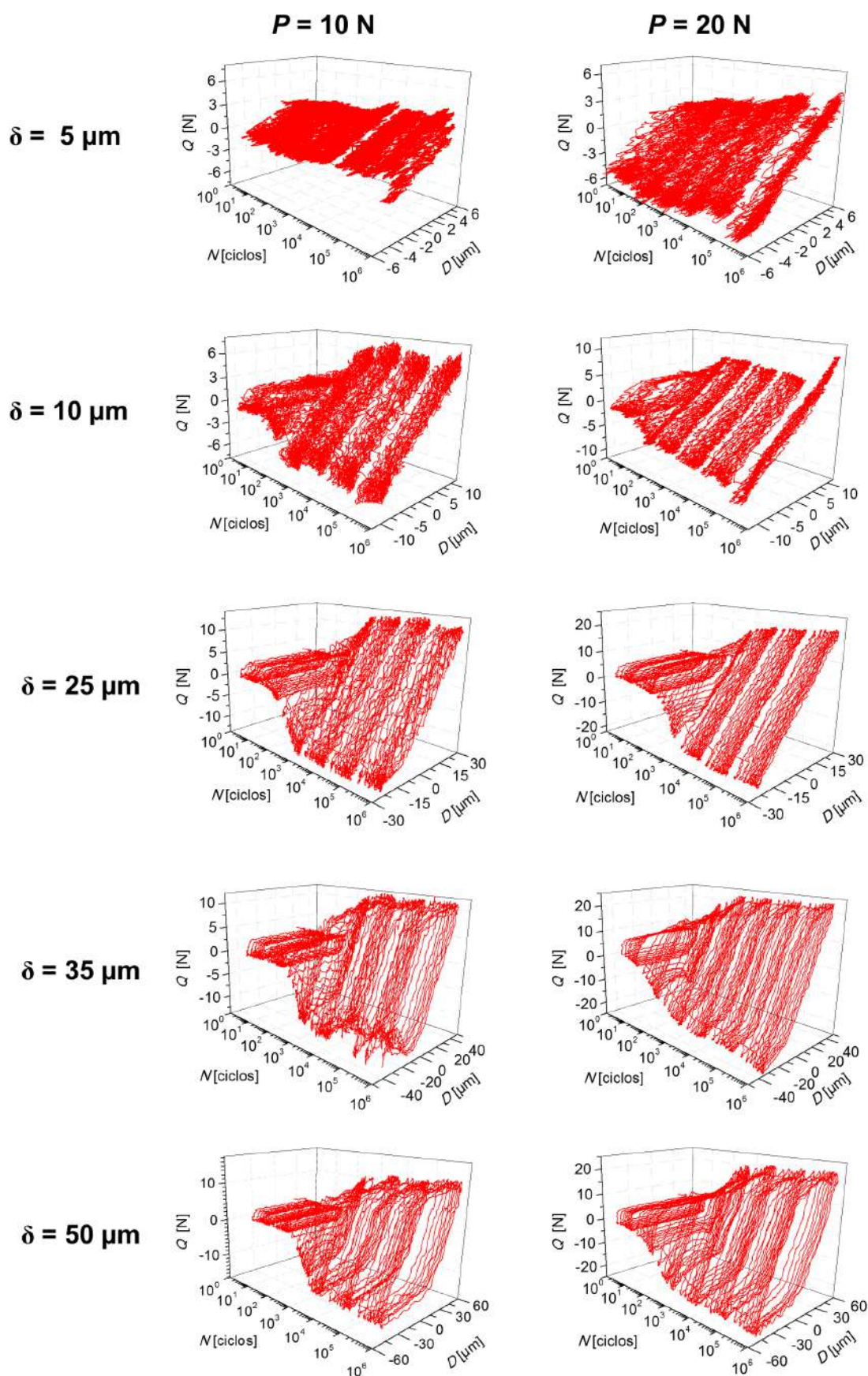


Figura 5.2: Evolución de los lazos $Q - D$ con N en el par I 800/AISI 304L para diferentes condiciones de δ y P .

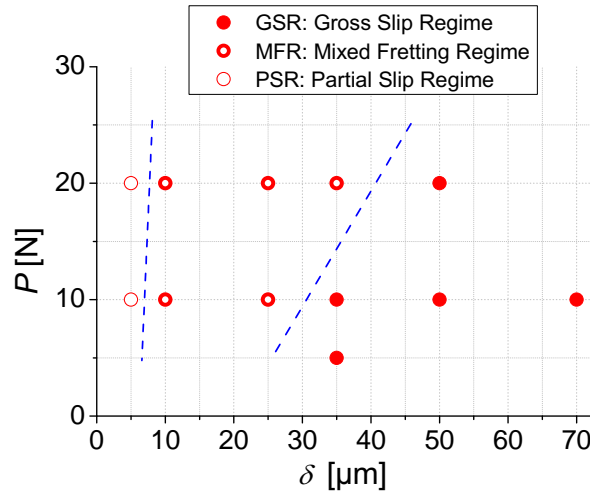


Figura 5.3: RCFM para el par de contacto I 800/AISI 304L, en aire a 25°C.

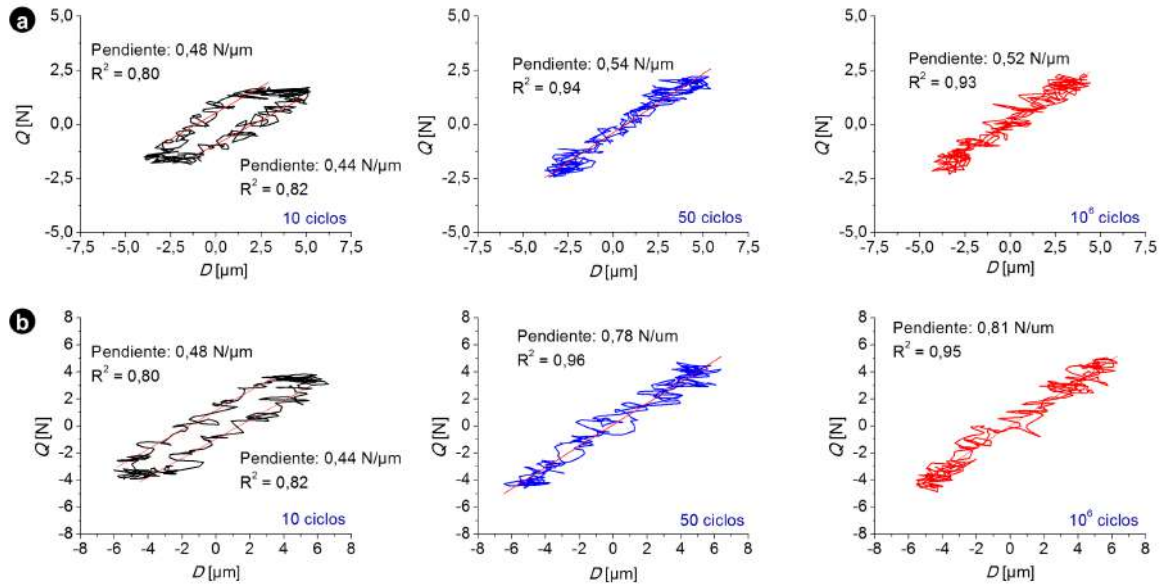


Figura 5.4: Evolución de los lazos $Q - D$ para $N = 10, 50$ y 10^6 ciclos con $\delta = 5 \mu\text{m}$ para (a) $P = 10 \text{ N}$ y (b) $P = 20 \text{ N}$.

$$K_c = 8a \left(\frac{2 - \nu_1}{G_1} - \frac{2 - \nu_2}{G_2} \right)^{-1} \quad (5.2)$$

Los cambios en K_c durante el ensayo no se pueden medir directamente. Sin embargo, se pueden estudiar los cambios en K_T y, debido a que se considera que el valor de K_{disp} es contante, las variaciones en K_T están asociadas a cambios en K_c .

Esto se ha utilizado en los estudios de daño por *fretting* en polímeros epoxy para el seguimiento *in-situ* de los procesos de iniciación y el crecimiento de fisuras [102]. Para materiales poliméricos, a diferencia de lo que ocurre en los metales, los procesos de fisuración también se originan bajo condiciones de *gross slip*. La Fig. 5.5 presenta los cambios de K_T con N para el ensayo de un material epoxy en contacto con un vidrio.

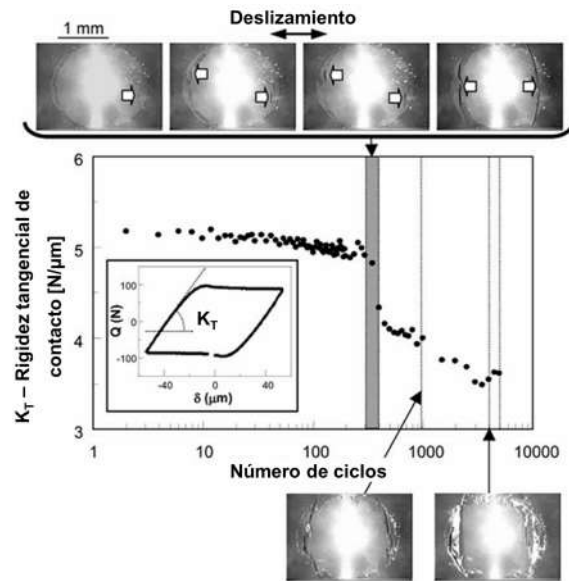


Figura 5.5: Desarrollo de fisuras por *fretting* en condiciones de *gross slip* para un par epoxy/vidrio. Modificado de [102].

Se puede observar que una caída en el valor de K_T se corresponde con el inicio y el crecimiento de fisuras, lo que se detecta durante el ensayo a través de una cámara de vídeo colocada detrás del vidrio. Cabe mencionar que mediante los estudios de Elleuch *et al.* [103] se ha podido demostrar, mediante experimentos validados con simulaciones numéricas, que el proceso de seguimiento de fisuras mediante cambios en K_T también es aplicable a materiales metálicos, donde para que exista una discontinuidad en el valor de dicho parámetro se debe superar una longitud crítica de fisura, asociada al tamaño de grano del material.

La Fig. 5.6(a) presenta la evolución de K_T con N . Se observa que el valor de K_T se incrementa al aumentar P . A su vez, a P constante, K_T se incrementa ligeramente durante el avance del ensayo, observándose un incremento del 13 % y 14 % del valor inicial para $P = 10$ N y 20 N, respectivamente. Debido a que K_T depende de la presión de contacto, la cual es función de la carga de contacto P [104], es esperable el incremento de K_T al producirse un aumento de P . Por otro lado, el ligero aumento observado en K_T durante el avance del ensayo, a P constante, puede ser explicado por mecanismos de endurecimiento plástico en la región de contacto [103].

A su vez, en la Fig. 5.6(b) se presenta la evolución del COF calculado según su definición en la norma ASTM G40 [14] como la relación entre los valores instantáneos Q y P . Como en este régimen no existe un deslizamiento entre las superficies, el valor de Q no es suficiente para vencer a la fuerza límite para que se produzca el deslizamiento entre los cuerpos y el COF así determinado se corresponde con un coeficiente por debajo del COF estático. Se observó que el mismo permanece constante a lo largo del ensayo y no varía con el cambio en P , tomando valores que oscilan entre 0,22 y 0,24.

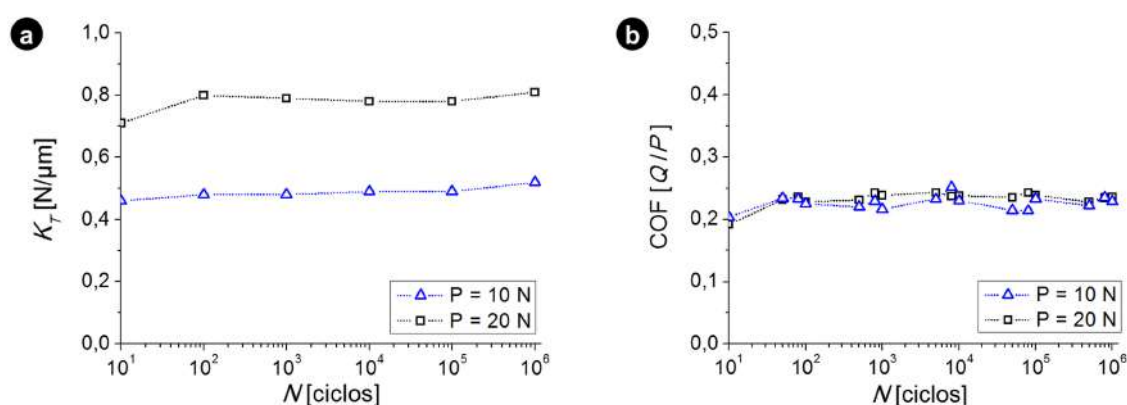


Figura 5.6: (a) Evolución de K_T con el avance del ensayo para diferentes P con $\delta = 5 \mu\text{m}$ junto a (b) evolución del COF con el avance del ensayo para diferentes P con $\delta = 5 \mu\text{m}$.

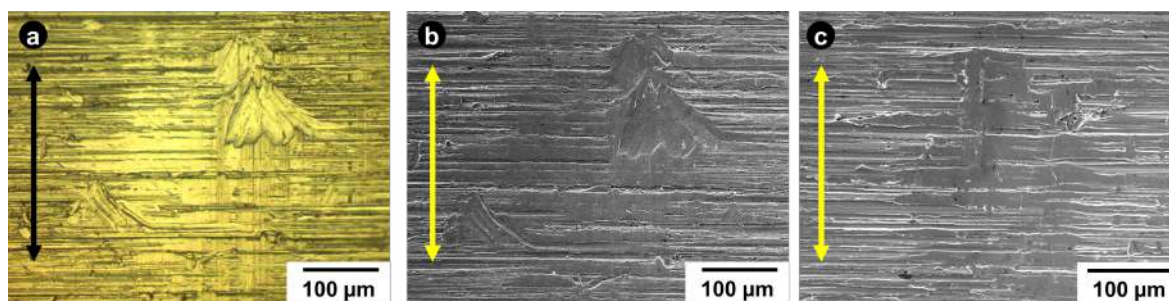


Figura 5.7: Zona de contacto para $\delta = 5 \mu\text{m}$ para $P = 10$ N observada por (a) LM, (b) SEM y con $P = 20$ N analizada por (c) SEM. La doble flecha indicia la dirección de deslizamiento.

5.2.1. Mecanismos de degradación en PSR

En la evolución de los lazos $Q - D$ de la Fig. 5.4 muestra que el contacto adquiere rápidamente una condición de *stick*, la cual mantiene hasta finalizar el ensayo. Por ello, el daño superficial es prácticamente nulo, como se observa al estudiar la zona de contacto por SEM y LM, Fig. 5.7. En estas imágenes solo se evidenció un aplastamiento de las marcas de fabricación del TGV y el patín. Durante el estudio por SEM de la zona de contacto, la localización de la misma se dificulta si no se indica el lugar donde se hallaba en la superficie. A diferencia de ello, por LM fue más sencillo hallar el *scar* debido a su aspecto más brillante bajo luz visible, originado por el efecto de falso pulido o *false brinelling* [105], como se observa en las Fig. 5.7(a).

Estas condiciones permiten establecer que bajo un régimen de PSR el par de contacto se halla en la región sin daño o *no degradation* de los mapas MRFM.

5.3. Régimen MFR

El régimen MFR se halló con $\delta = 10$ y $25 \mu\text{m}$ para $P = 10$ y 20 N. La Fig. 5.8 presenta los cambios en los lazos $Q - D$ para $N = 10, 10^2$ y 10^6 ciclos, con distintos valores de P y δ . En los primeros 10 ciclos, en todos los casos, se observa una condición

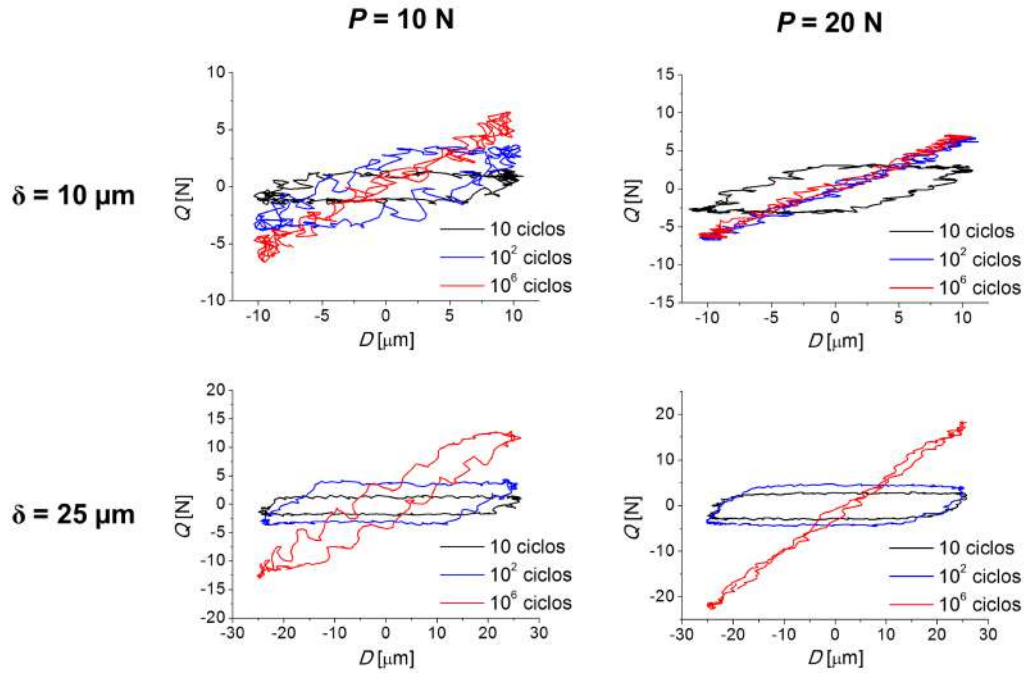


Figura 5.8: Evolución de los lazos $Q-D$ para $N = 10, 50$ y 10^6 ciclos para distintas condiciones de δ y P .

de *gros slip* con un D_R que va entre el 75 y el 90 % para los diferentes casos. Para $\delta = 25 \mu\text{m}$, el valor de D_R se mantiene casi constante al alcanzar los 10^2 ciclos para ambos valores de P . Por otro lado, para $\delta = 10 \mu\text{m}$ para los 10^2 ciclos, un aumento en P lleva a un incremento de la adherencia entre las superficies, siendo el D_R del 50 % con $P = 10 \text{ N}$ y hallándose el par en una condición de *stick* con $P = 20 \text{ N}$. El análisis de los lazos $Q-D$ mostró que durante el deslizamiento el par presenta un comportamiento Coulombiano [27], es decir, la fuerza de fricción Q permanece constante durante el deslizamiento relativo.

La Fig. 5.9 presenta el aspecto del *scar* observado por SEM en I 800 para diferentes δ y P . Mientras que para $\delta = 10 \mu\text{m}$ la condición en el contacto de *partial slip* queda en evidencia por la presencia de regiones entre las cuales no existe un movimiento relativo aparente y presentan aún las marcas de fabricación de la superficie, Fig. 5.9(a) y (b), al pasar a $\delta = 25 \mu\text{m}$, el deslizamiento relativo se presenta en toda la superficie como se observa en la Fig. 5.9(c) y (d). Esto origina que el tamaño de la zona de contacto aparente se incremente, aumentando el daño por *fretting*. La naturaleza de las capas aquí formadas se presenta en detalle en la próxima Sección 5.3.2.

Las diferencias entre las zonas de contacto experimentales bajo una condición de *partial slip*, Figs. 5.9(a) y (b), se alejan de la teórica presentada en la Sección 2.4.1. Esto es originado por la rugosidad de las superficies en contacto. Se debe recordar que en los experimentos se utilizaron tanto los TGVs y los patines con su rugosidad original, presentada en la Tabla 3.6. El efecto de la rugosidad de las superficies bajo

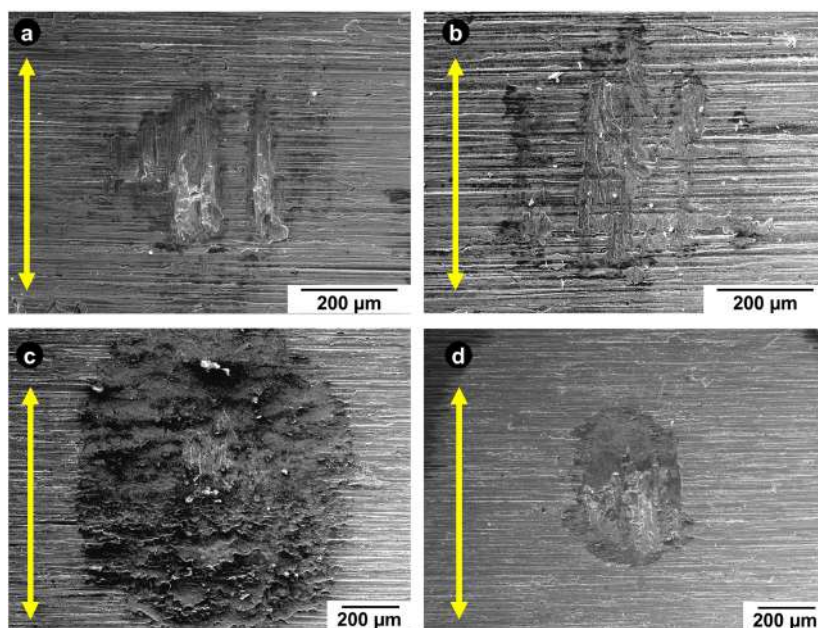


Figura 5.9: Imágenes SEM de la zona de contacto en I 800 para $\delta = 10 \mu\text{m}$ con (a) $P = 10 \text{ N}$ y (b) $P = 20 \text{ N}$ y para $\delta = 25 \mu\text{m}$ con (c) $P = 10 \text{ N}$ y (d) $P = 20 \text{ N}$. La doble flecha indica la dirección de deslizamiento.

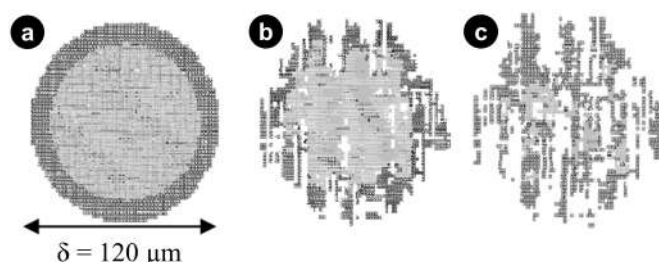


Figura 5.10: Aspecto de la zona de contacto bajo un régimen de adherencia/deslizamiento para (a) $R_q = 0 \mu\text{m}$, (b) $R_q = 0,1 \mu\text{m}$ y (c) $R_q = 0,2 \mu\text{m}$. Modificado de [106].

condiciones de *partial slip* fue estudiado mediante simulaciones numéricas [106], como se presenta en la Fig. 5.10. En la misma se muestra el alejamiento de la forma anular teórica de la región de *partial slip* para diferentes rugosidades R_q , donde las zonas claras presentan las regiones de adherencia. Para una superficie ideal lisa, $R_q = 0 \mu\text{m}$, la zona de deslizamiento calculada muestra una zona central de adherencia acompañada de una zona anular de deslizamiento que la rodea, mientras que para $R_q = 0,1 \mu\text{m}$, si bien aún se observa un borde exterior de región deslizante, se pierde la forma anular y con valores de rugosidad más altos, $R_q = 0,2 \mu\text{m}$, el área de deslizamiento ya no está confinada al anillo externo y se presentan regiones con deslizamiento relativo en el centro del área de contacto, junto a regiones con adherencia.

La evolución del COF para diferentes condiciones de P y δ se muestra en la Fig. 5.11. Para determinar el COF, en la relación Q/P se utilizó un valor de Q promedio Q_{prom} el que se calculó como la semisuma entre los valores de Q_{min} y Q_{max} , los que se presentan en la Fig. 5.1. En la Fig. 5.12(a), para el ensayo con $\delta = 25 \mu\text{m}$ y $P = 10 \text{ N}$, las

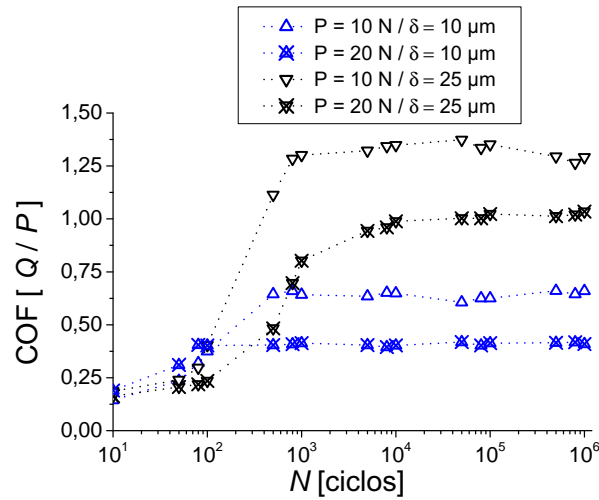


Figura 5.11: Evolución del COF durante el ensayo en MFR para diferentes condiciones de P y δ .

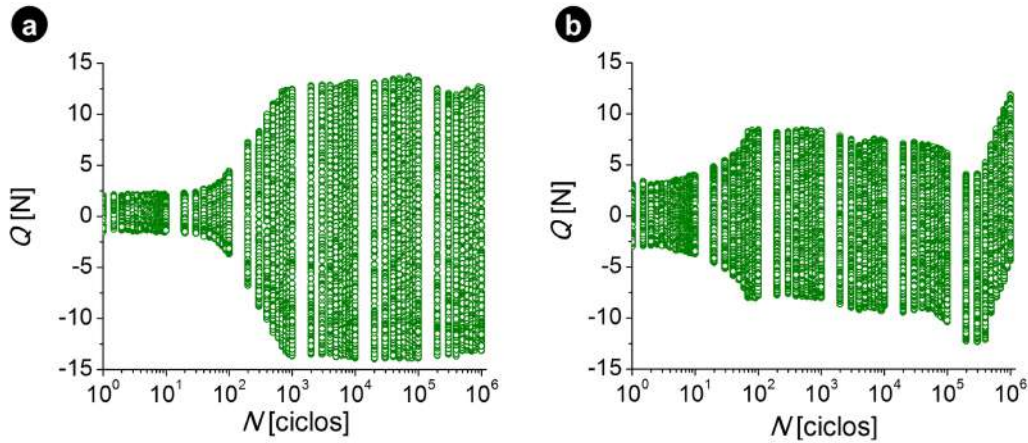


Figura 5.12: Cambios en Q durante el ensayo en MFR para (a) $\delta = 25 \mu\text{m}$ y $P = 10 \text{ N}$ y (b) $\delta = 10 \mu\text{m}$ y $P = 20 \text{ N}$.

variaciones de la carga Q se mantienen centradas respecto al valor de cero a lo largo del ensayo, lo cual hace que el valor de Q_{prom} sea igual al correspondiente valor absoluto de Q_{min} y Q_{max} . A diferencia de ello, para el ensayo con $\delta = 10 \mu\text{m}$ y $P = 20 \text{ N}$, Fig. 5.12(b), se puede observar que las variaciones de Q a lo largo del ensayo no se están centradas respecto a $Q = 0 \text{ N}$, pero sin embargo, una vez alcanzado el régimen estacionario, la amplitud en las variaciones de Q se mantiene constante, lo cual hace que utilizar un valor de Q_{prom} sea adecuado para el cálculo del COF. Como se analiza en las próximas secciones, las variaciones y cambios en Q están muy ligadas a la acumulación de material en el centro del contacto [107], efecto que es una de las principales diferencias entre el daño por *fretting* y el desgaste por deslizamiento.

La Fig. 5.11 muestra que, para las diferentes condiciones de ensayo, el COF presenta un mismo comportamiento presentando un transitorio que se extiende aproximadamente desde el inicio del ensayo hasta alcanzar los 10^3 ciclos, luego de lo cual alcanza un

comportamiento estacionario. La evolución en la etapa del transitorio se halla relacionada con la eliminación de la capa de contaminación superficial que lleva a una fuerte interacción metal-metal entre las superficies [108]. Con $\delta = 10 \mu\text{m}$ y $P = 10 \text{ N}$, el valor estacionario de COF es 0,6 y se alcanza luego de 10^3 ciclos, mientras que al aumentar la carga de contacto a $P = 20 \text{ N}$ el mismo se reduce a 0,4 y se alcanza más rápido, luego de 10^2 ciclos. Esto es coincidente con lo observado en la Fig. 5.8, donde en el último caso se observa que ya se alcanza la condición de *stick* en el contacto. A su vez, con $\delta = 25 \mu\text{m}$ y $P = 10 \text{ N}$ el COF estacionario es de 1,25 el cual decae a un valor de 0,9 al aumentar a $P = 20 \text{ N}$.

Los cambios del COF reportados en diferentes estudios son muy variables para diferentes pares de materiales. Estudios previos de daño por *fretting* en aceros al carbono presentan valores de COF promedio de 0,9 para condiciones de *gross slip* [107], y en particular en acero inoxidable AISI 304 alcanza picos con valores entre 1,1 y 1,5 [109][110]. A su vez, ensayos bajo un régimen de MFR han mostrado que los valores de COF son más altos que durante una condición de *stick* o *gross slip* [29].

Debido a que el par se halla en un régimen de MFR, para $\delta = 25 \mu\text{m}$ y $P = 10 \text{ N}$, un valor de COF 1,25 se puede explicar en base a lo anterior, teniendo en cuenta en condiciones de *gross slip* tiene valores de 0,9. Mientras que, para $\delta = 10 \mu\text{m}$ y $P = 10 \text{ N}$, los valores de COF se corresponden con coeficientes estáticos, debido a que rápidamente en ambos pares se adquiere una condición de *stick* en el contacto. Además se observó que para iguales valores de δ , un incremento en P conlleva a una disminución del valor del COF estacionario. Esto es una tendencia general en contactos del tipo metal-metal, donde un incremento en la fuerza de contacto tiende a disminuir el COF entre las superficies. Fouvry [108] ha explicado este efecto considerando el comportamiento de fricción de Bowden y Tabor [111], donde el COF tiene una componente que varía inversamente a la presión de contacto. Si la tensión de corte interfacial τ es expresada como la suma de una valor contante τ_0 y un término dependiente de la presión p , la misma puede expresarse según la Ec. 5.3, donde p es la presión de contacto y γ es el coeficiente de tensión de corte interfacial [108].

$$\tau = \tau_0 + p \cdot \gamma \quad (5.3)$$

Luego, el COF puede ser expresado por la Ec. 5.4, donde se observa una tendencia opuesta entre el valor del COF y la carga normal P , la cual se halla ligada al COF mediante p .

$$COF = \left| \frac{\tau}{p} \right| = \frac{\tau_0}{p} + \gamma \quad (5.4)$$

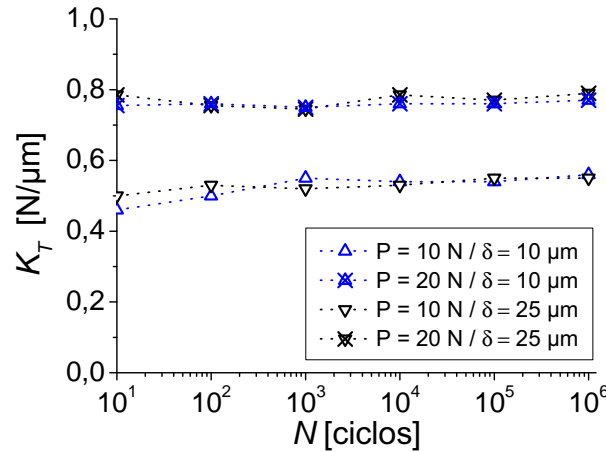


Figura 5.13: Evolución de K_t durante el ensayo en MFR para diferentes condiciones de P y δ .

5.3.1. Mecanismos de fisuración y desgaste

El MFR es el régimen más peligroso para la falla en servicio debido que durante el mismo se pueden generar simultáneamente procesos que lleven al desgaste por la remoción de material y la iniciación y propagación de fisuras [29]. De la observación de la zona de contacto, para las diferentes condiciones de carga normal y amplitud de deslizamiento impuesto durante los ensayos, en apariencia prevalece el daño por desgaste, ya que no se observa la presencia de fisuras en la zona de daño. Por ello se estudiaron los cambios en el valor de K_T .

La evolución de K_T con N se presenta en la Fig. 5.13. En la mismas se puede observar que para las diferentes condiciones de δ y P no se halló un decaimiento del valor de la rigidez, lo que está en concordancia con lo observado por SEM, donde no se distinguieron fisuras en la región de daño. Por otro lado, se observa que el valor de K_T permanece relativamente constante a iguales valores de P , excepto por ligeras variaciones con el avance del ensayo. Los valores promedios hallados son iguales a los encontrados en PSR, como se presenta en la Fig. 5.6, donde para diferentes δ , un aumento en P lleva a un incremento en K_T [104]. El leve incremento en K_T a lo largo del ensayo se encuentra asociado al pequeño aumento del área aparente de contacto [104], lo que es originado por el desgaste y remoción de material del contacto que lleva a la formación de nuevas regiones en contacto entre ambos cuerpos.

Luego, para las condiciones de P y δ presentes en los TGVs reales, el principal mecanismo de degradación se halla asociado al desgaste y no a la formación de fisuras. Esto es debido a las cargas normales utilizadas en este trabajo y que representan las fuerzas de contacto presentes en los TGVs en servicio, como se describe en el Apéndice C.

5.3.2. Capas superficiales formadas

El estudio de las capas superficiales formadas se llevó a cabo analizando el patín de AISI 304L. Este material posee un contenido de Ni variable entre 8 y 11 % peso mientras que el I 800 tiene alrededor de un 33 % peso de Ni , por lo que este elemento se utilizará como trazador para evaluar la transferencia de material entre las superficies del contacto.

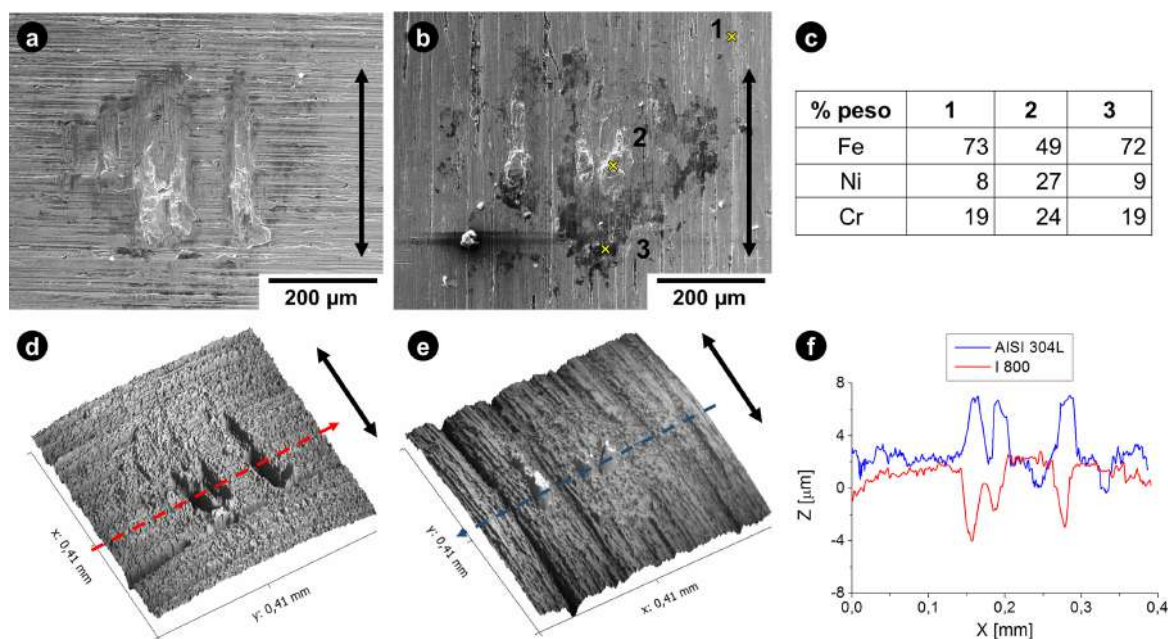


Figura 5.14: Aspecto de la zona de contacto por SEM para $P = 10$ N y $\delta = 10$ μ m en (a) I 800 y (b) AISI 304L. (c) Análisis puntuales de EDS de las zonas marcadas en (b) junto a topografía por OP del (d) I 800 y (e) AISI 304L. (f) Comparación de los perfiles de profundidad de (e) y (f). La doble flecha indica la dirección de deslizamiento.

Para $\delta = 10$ μ m y $P = 10$ N, las Figs. 5.14(a) y (b) muestran el aspecto por SEM de las superficies de contacto en I 800 y AISI 304L. En las mismas se observan regiones con adherencia y otras en las que observa un efecto de deslizamiento relativo. Para estas condiciones, la capa de *debris* formada sobre la superficie se corresponde con una de transferencia o TL (*Transfer Layer*) [67]. Esta capa es diferente a las observadas en la Sección 4.1.2. A diferencia de las capas de material compacto mencionadas anteriormente, esta capa constituye parte de la superficie original de uno de los cuerpos en contacto que se desprende del mismo por delaminación y se transfiere a la otra superficie del contacto. Esto se pudo comprobar a través de análisis puntuales de EDS, en los cuales el volumen típico de interacción con la muestra es del orden de $4 \mu\text{m}^3$ con una profundidad de penetración de $1 \mu\text{m}$ para una tensión de aceleración de 20 kV en Fe [51]. Dichos análisis se presentan en la Fig. 5.14(c), en los que se halló que tanto en regiones fuera y dentro del *scar*, Regiones 1 y 3, la composición de Fe , Ni y Cr es la nominal del AISI 304L, mientras que en la capa marcada en la Región 2,

la composición es muy similar a la del TGV de I 800. Además, el espectro de EDS de la Región 3, la que presenta un aspecto más oscuro, mostraba un alto pico de O , lo que permite asegurar que las regiones más oscuras observadas en el *scar* de la Fig. 5.14(b) son zonas oxidadas en la superficie del patín. Por otro lado, se puede observar el aspecto de la topografía por OP en el TGV y el patín en las Figs. 5.14(d) y (e). La Fig. 5.14(f) compara los perfiles de profundidad centrales de ambas zonas de contacto y se puede apreciar que el material desprendido del TGV se ha adherido a la superficie del patín de AISI 304L. Dichos resultados son coincidentes con los hallados mediante EDS, siendo el espesor de la capa transferida de una superficie a otra del orden de $4\ \mu\text{m}$.

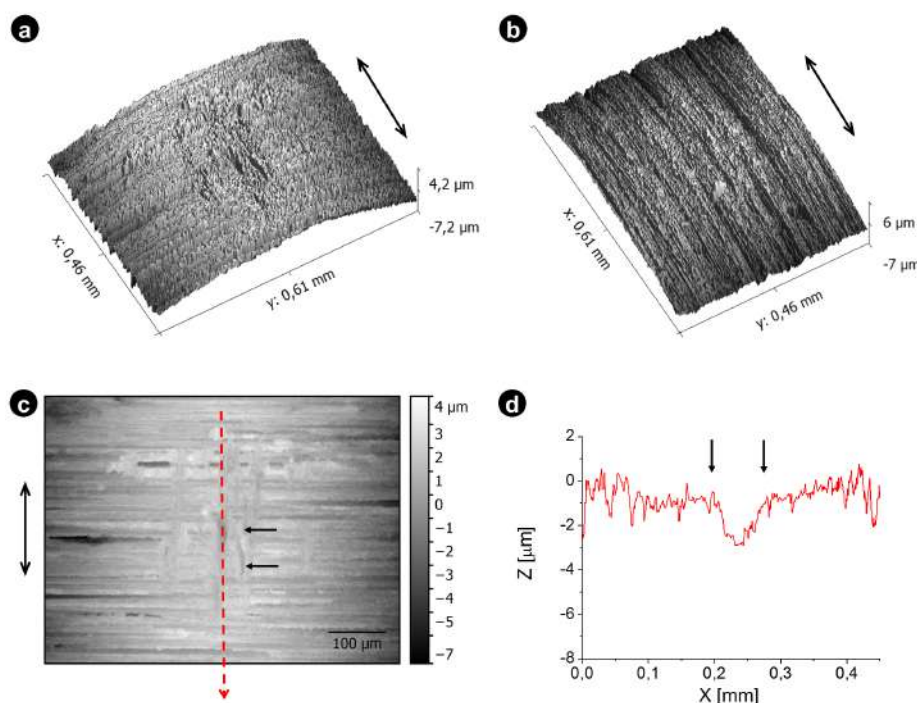


Figura 5.15: Topografía de la zona de contacto para $P = 20\ \text{N}$ y $\delta = 10\ \mu\text{m}$ en (a) I 800 y (b) AISI 304L. (c) Vista frontal de la zona de contacto en I 800 y (d) perfil de profundidades en I 800. La doble flecha indica la dirección de deslizamiento.

Con $\delta = 10\ \mu\text{m}$, al aumentar la carga a $P = 20\ \text{N}$, como se menciono anteriormente, se aumenta la adherencia y disminuye el daño por *fretting*. En este caso, las Figs. 5.15(a) y (b) representan el aspecto superficial de la zona de contacto en el TGV y el patín respectivamente. En la Fig. 5.15(c) se muestra la superficie de contacto en I 800, la línea del perfil de profundidad de la Fig. 5.15(d). Se halló que el daño es despreciable y presenta una profundidad máxima comparable a la de las marcas de fabricación de mayor profundidad. En este caso, el volumen removido por desgaste no se pudo determinar debido a que es del mismo orden de magnitud que el volumen asociado a las marcas de maquinado.

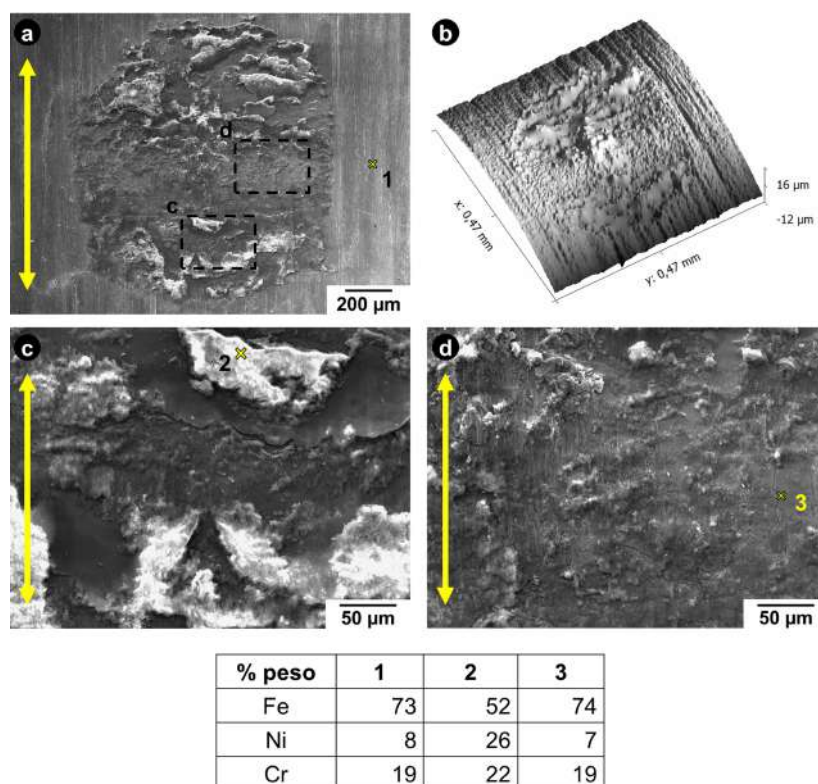


Figura 5.16: Aspecto de la zona de contacto para $P = 10\text{ N}$ y $\delta = 25\text{ }\mu\text{m}$ en AISI 304L (a) observado por SEM y (b) por OP, junto a (c) y (d) detalles de las capas de *debris* y el resultado del análisis puntual de EDS en los diferentes puntos marcados en las imágenes de SEM anteriores. La doble flecha indica la dirección de deslizamiento.

En la Fig. 5.16 se presenta el aspecto de la zona de contacto en AISI 304L para $P = 10\text{ N}$ y $\delta = 25\text{ }\mu\text{m}$. En las Figs. 5.16(a) y (b) se presenta la imagen por SEM y la topografía de la zona de contacto, en la cual se puede evidenciar la acumulación del material en la zona de contacto con la formación de capas compactas de *debris*. Para la cuantificación elemental por EDS se consideraron solo *Fe*, *Ni* y *Cr*, sin considerar el *O*. El análisis con EDS fuera de la zona de contacto presentó la composición nominal de este material y se utilizará como referencia para las posteriores comparaciones. En la Fig. 5.16(c) se observó una capa compacta con una alta rugosidad. El contenido de *Ni* en esta capa resultó intermedio entre el de ambos materiales y la zona presentó un alto pico de *O* en el espectro EDS. Estos resultados permiten establecer que esta capa es del tipo MML [67], cuyo aspecto brillante se debe a que está compuesta por óxidos compactos aislantes que se cargan electrostáticamente durante el barrido del haz de electrones. Además se observó que la distribución de los *debris* no es homogénea en toda el área de contacto, existiendo una mayor acumulación de los mismos en los extremos superior e inferior del *scar*, mientras que en la zona central existen unos pocos aglomerados compactos. Incluso en algunas regiones fue posible detectar la superficie metálica del patín, Fig. 5.16(c), como se comprobó a través del espectro EDS que arrojó una composición elemental similar a la de fuera del área de daño.

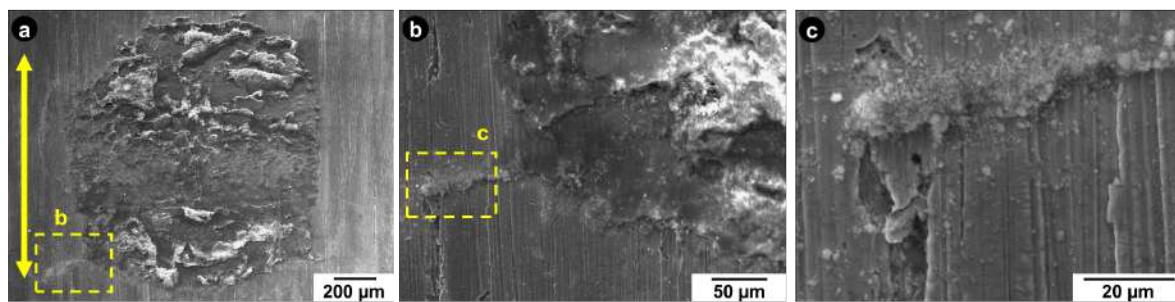


Figura 5.17: Detalle de la eyección de partículas de la zona de contacto en AISI 304L para $P = 10\text{ N}$ y $\delta = 25\text{ }\mu\text{m}$.

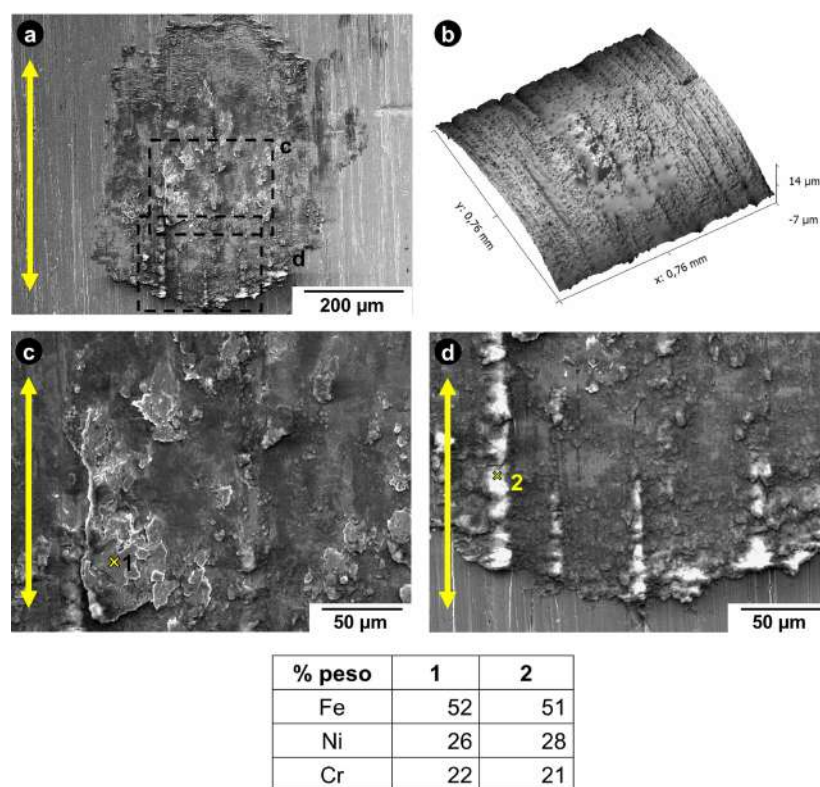


Figura 5.18: Aspecto de la zona de contacto para $P = 20\text{ N}$ y $\delta = 25\text{ }\mu\text{m}$ en AISI 304L (a) observado por SEM y (b) por OP, junto a (c) y (d) detalles de las capas de *debris* y el resultado del análisis puntuales de EDS en los diferentes puntos marcados en las imágenes de SEM anteriores. La doble flecha indica la dirección de deslizamiento.

La distribución particular de los *debris* es originada por los mecanismos de acomodación de estos dentro del *scar* [36] y el desplazamiento de material hacia los bordes del *scar* debido a la geometría curva de la superficie del patín. La Fig. 5.17(b) presenta un detalle del borde de la capa compacta y se puede observar que la capa presenta el aspecto rugoso anteriormente mencionado, lo que es originado porque la compactación de los *debris* sobre las superficies o la temperatura alcanzada por fricción no ha sido suficientemente para formar una capa del tipo CL. A su vez, existen partículas que escapan de la zona del contacto y presentan una fuerte adherencia a la superficie del

patín, motivo por el cual se mantienen unidas a la superficie del patín aún después de la limpieza con ultrasonido posterior al ensayo, como se presenta en la Fig. 5.17(c).

Las Figs. 5.18 (a) y (b) muestran el aspecto de la zona de contacto en AISI 304L para $P = 20$ N y $\delta = 25$ μm . En el centro de la zona de contacto se encontró la formación del tipo TL, Fig. 5.18(c), con una capa de I 800 que por delaminación se desprendió del TGV y transfirió al patín. Esto se deduce de su composición, en cuyo espectro EDS el contenido de O fue despreciable, y el aspecto superficial menos rugoso que el de la superficie original. Por otro lado, capas del tipo MML también se observaron en los bordes de la zona de daño, Fig. 5.18(d). Estas presentan una composición similar al anterior con un contenido algo menor de Ni y un contenido de O mucho mayor. Tienen, además, un aspecto más rugoso debido a la baja compactación del material desprendido.

5.4. Evolución desde MFR a GSR

Para $\delta = 35$ μm se observó un cambio en el régimen del par I 800/AISI 304L. En este caso se observó un régimen de deslizamiento global o GSR (*Gross Slip Regime*) para $P = 5$ y 10 N, y un régimen MFR para $P = 20$ N. El aspecto del *scar* y de las capas superficiales formadas en la zona de contacto del I 800 así como los cambios en los lazos $Q - D$ para diferente número de ciclos se presenta en la Fig. 5.19.

Al analizar los lazos $Q - D$ presentados en las Figs. 5.19(c), (f) e (i) se puede observar que, para todos los valores de P utilizados, durante los primeros 10 ciclos el par presenta un comportamiento coulombiano (C.C., en las Figuras) donde, durante el deslizamiento relativo entre las superficies, la fuerza de fricción Q permanece constante [27]. Pero, para 10^3 y 10^6 ciclos se halló que al producirse el deslizamiento relativo entre las superficies la fuerza de fricción aumenta de manera constante, por lo cual el sistema presenta un comportamiento no coulombiano (C.N.C., en las Figuras).

El comportamiento no coulombiano ha sido reportado en trabajos previos sobre el daño por *fretting* en una gran variedad de materiales como ser aleaciones de Ti [112], aceros [113], aleaciones de Al [101], etc. Estudios recientes demostraron que el alejamiento del comportamiento coulombiano en los lazos de *fretting* se debe principalmente a que el deslizamiento impuesto es muy pequeño comparado con las dimensiones del área de contacto aparente y puede originarse por la formación de bordes en la zona de contacto [114] o bien por el bloqueo entre protuberancias y depresiones generadas en el *scar* por la retención del material desprendido dentro de la zona de contacto [68]. Estos mecanismos se esquematizan en la Fig. 5.20.

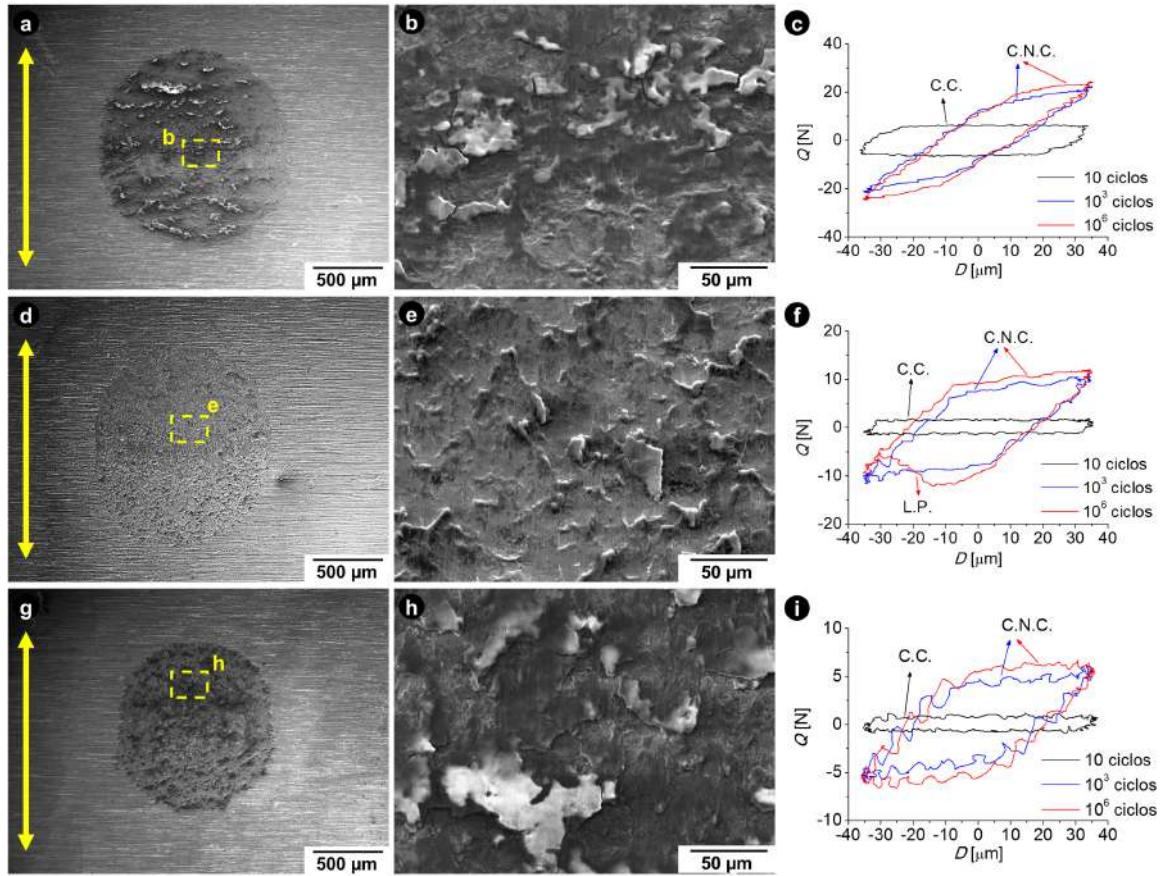


Figura 5.19: Daño por *fretting* en I 800 y detalle de las capas superficiales formadas junto a la evolución de los lazos $Q - D$ para diferentes N con $\delta = 35 \mu\text{m}$ para (a), (b), (c) $P = 20 \text{ N}$, (d), (e), (f) $P = 10 \text{ N}$ y (g), (h), (i) $P = 5 \text{ N}$. La doble flecha indica la dirección de deslizamiento.

Además, para el caso particular de $P = 10 \text{ N}$ se observó que en la rama inferior del lazo $Q - D$, Fig. 5.19(f), en el ciclo 10^6 se produce una caída en el valor absoluto de Q . Dicha caída en la fuerza de fricción durante el deslizamiento para valores relativos negativos de D y cerca del momento de la inversión en el sentido del movimiento, está relacionada con la liberación o eyección de las partículas (L.P. en la Figura) de la zona de contacto. Debido a la disposición vertical del dispositivo de ensayos, presentado en la Fig. 3.8, y la convención de signos utilizada para determinar D , cuando se produce la caída de carga, el pistón actuador se halla en sentido contrario a la gravedad con un movimiento desacelerado y dejando descubierto gran parte del *scar*. Por ello, el material desprendido puede escapar del contacto ayudado por la fuerza de gravedad, y debido a que los *debris* poseen la capacidad de absorber carga [115], se produce la caída en el valor de Q observado.

Este supuesto se corrobora al analizar la superficie del patín, Fig. 5.21(a), en la cual se puede observar que existe una mayor acumulación de material acompañado de una alta formación de capas compactas en la región superior de la zona de daño, Fig. 5.21(b), mientras que la acumulación de material y formación de capas es mucho menor en la región inferior, Fig. 5.21(c), donde la superficie del patín presenta un aspecto más

liso.

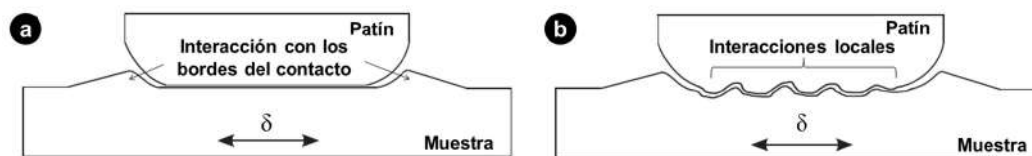


Figura 5.20: Interacciones que pueden llevar a un comportamiento no Coulombiano: (a) aplastamiento en los bordes de la zona de contacto y (b) bloqueo de protuberancias superficiales dentro de la zona de contacto [68].

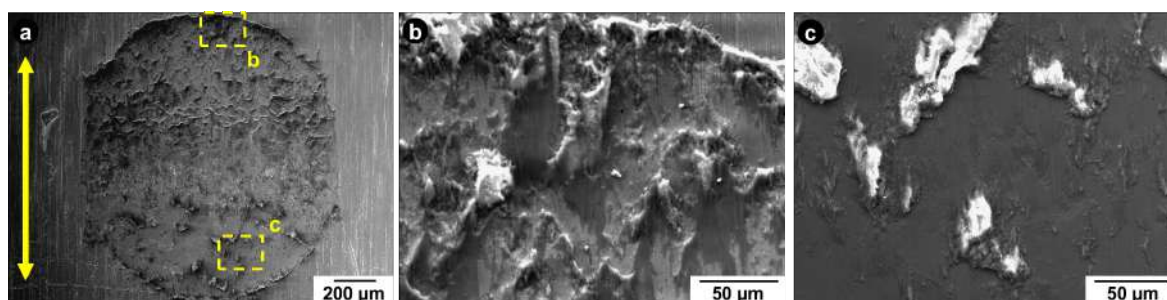


Figura 5.21: Aspecto de superficie por SEM en AISI 304L con $\delta = 35 \mu\text{m}$ para $P = 10 \text{ N}$ (a) zona de contacto, (b) detalle de la región superior junto a (c) detalle de la región inferior.

El cambio de régimen se observó al estudiar los valores de D_R obtenidos de los lazos $Q - D$ para los diferentes valores de P , que presentan la siguiente evolución para los diferentes ciclos:

- para $P = 5 \text{ N}$ los valores de D_R obtenidos fueron de 97, 51 y 56 % para valores de $N = 10, 10^3$ y 10^6 ciclos, respectivamente,
- con $P = 10 \text{ N}$ los valores de D_R obtenidos fueron de 91, 45 y 50 % para valores de $N = 10, 10^3$ y 10^6 ciclos, respectivamente,
- para $P = 20 \text{ N}$ los valores de D_R obtenidos fueron de 88, 32 y 32 % para valores de $N = 10, 10^3$ y 10^6 ciclos, respectivamente,

Estos resultados muestran que para $P = 5$ y 10 N se produce una reducción en el valor de D_R al pasar de 10 a 10^3 ciclos, el cual se incrementa al alcanzar los 10^6 ciclos. A diferencia de esto, para 20 N se produce una reducción del valor de D_R al pasar de 10 a 10^3 ciclos, el cual se mantiene constante hasta finalizar el ensayo con 10^6 ciclos.

Se debe recordar que por la convención seleccionada [29] el valor de D_R debe ser menor al 25 % para que la condición de contacto sea de *partial slip*. Si bien los valores de D_R obtenidos $P = 20 \text{ N}$ son mayores a esta convención, se consideró que el sistema se halla en un régimen MFR debido a los cambios observados en la evolución de los lazos $Q - D$ y la zona de contacto. En primer lugar, para esta carga de contacto el

valor de D_R disminuye primero y luego se mantiene constante hasta finalizar el ensayo, mientras que para los otros valores de P , D_R primero disminuye y luego se incrementa ligeramente. En segundo lugar, al comparar las Figs. 5.19(a),(d) y (g), se observa que al pasar de $P = 5$ N a $P = 10$ N, el tamaño del *scar* aumenta, pero luego al incrementarse de $P = 10$ N a $P = 20$ N, el *scar* disminuye su tamaño, lo cual se asocia a un efecto de la disminución de deslizamiento relativo entre superficies, generándose una reducción del daño por desgaste como se presenta posteriormente en la Sección 5.6.

Para $P = 5$ N se observó que, en la región de acomodamiento elástico del desplazamiento impuesto, se presentan oscilaciones, Fig. 5.19(i). Las mismas están relacionadas al hecho de que los datos presentados se corresponden con los datos crudos obtenidos de la máquina de ensayos. En un trabajo previo, Ramalho [116] demostró que las oscilaciones observadas son efectos espurios del dispositivo utilizado y se deben a la respuesta dinámica y el amortiguamiento del mismo. Luego, las oscilaciones observadas en el valor de Q durante la región de acomodamiento elástico se deben a la rigidez del fleje de carga, donde una disminución de la carga se corresponde con un alejamiento del patín respecto al punto de empotramiento del fleje, razón por la cual el coeficiente de amortiguación y la frecuencia natural del sistema cambian y originan las oscilaciones observadas en los lazos $Q - D$.

La evolución de diferentes variables del proceso K_T y COF con $\delta = 35$ μ m y $P = 5, 10$ y 20 N se presenta en las Figs. 5.22 (a) y (b).

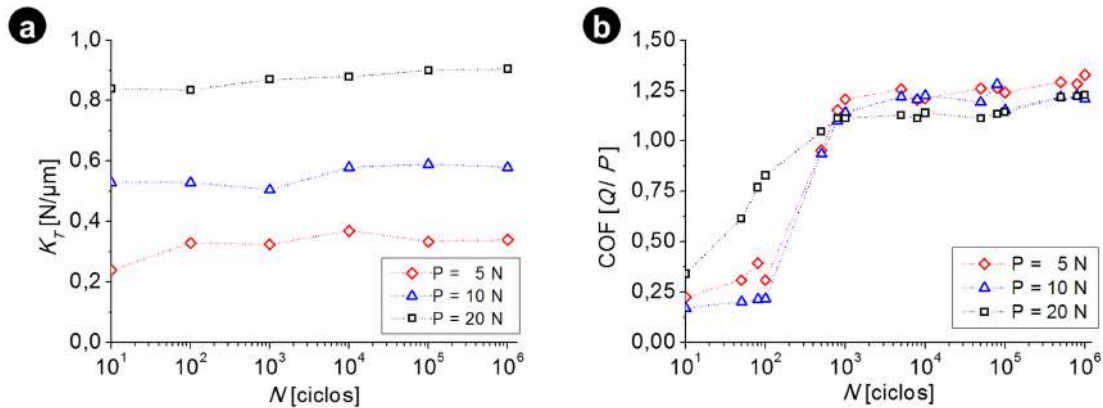


Figura 5.22: Evolución de K_T durante el ensayo con $\delta = 35$ μ m para diferentes cargas P .

En la Fig. 5.22(a) se puede observar nuevamente que K_T aumenta con el incremento de P [104], pero a lo largo del ensayo, para los diferentes valores de P , no se halló una disminución del valor de dicha variable. Esto nos permite indicar, que en MFR para $P = 20$ N y $\delta = 35$ μ m prevalece el desgaste por remoción de material frente a la formación de fisuras. Las ligeras variaciones del valor promedio de K_T se hallan asociadas a la formación de capas compactas de tribopartículas entre ambas superficies y al aumento del área aparente de contacto. Los valores promedios obtenidos para

cargas de $P = 5, 10$ y 20 N fueron respectivamente $0,33$, $0,53$ y $0,83$ $\text{N}\mu\text{m}^{-1}$. Estos valores son muy cercanos a los ya observados para los otros regímenes en las Figs. 5.6(a) y 5.13.

La evolución del COF con el número de ciclos se muestra en la Fig. 5.22(b). Se observó nuevamente la existencia de régimen transitorio durante los primeros ciclos, hasta alcanzar un valor estacionario del COF que, para los diferentes valores de P utilizados, se halla entre 1 y 1,2 después de superar los 10^3 ciclos. Se halló una ligera disminución del COF con el aumento de P , lo que es habitual en los contacto del tipo metal/metal [108]. A su vez, se halló que con $P = 20$ N la evolución desde el transitorio hasta alcanzar el valor estacionario del COF es más gradual con el incremento de N , a diferencia de lo observado en las otras cargas, donde el COF cambia de valores que rondan los 0,25 a 1,2 entre los ciclos 10^2 y 10^3 ciclos. Esta diferencia es originada por el cambio de régimen de GSR a MFR para $P = 20$ N.

5.4.1. Capas superficiales formadas

La Fig. 5.19(b), (e) y (h) muestra un detalle de las capas compactas formadas sobre la superficie del I 800. Al analizar las mismas, se puede observar que existen zonas que presentan un aspecto poco rugoso, con fisuras en las capas formadas, lo cual indica que son capas duras y frágiles, y se produce la carga electrostática de las mismas con el barrido del haz durante la observación, por lo que presentan un aspecto más brillante. Estas características permiten sugerir que para todas las cargas estudiadas con $\delta = 35$ μm se forman capas del tipo CL en el TGV. A continuación se analizará la naturaleza de las capas compactas de óxidos observadas en el patín de AISI 304L.

Las Figs. 5.23(a) y (b) presentan el aspecto de la zona dañada en el patín para $P = 10$ N estudiada mediante SEM y OP, respectivamente. En la región central del *scar*, Fig. 5.23(c), se hallaron ranuras en el sentido del deslizamiento debido a una abrasión por tercer cuerpo. A su vez, la Fig. 5.23(d) presenta un detalle de una capa superficial del tipo CL. La comparación de los análisis puntuales de EDS mostró que fuera del *scar* y en la zona central donde se observan las ranuras de abrasión, Regiones 1 y 3, presentan la composición nominal del material. Esto indica que en la zona central, Fig. 5.23(c), se observa el material base dentro de la zona dañada. A su vez, la capa de la Región 2 presenta una composición elemental intermedia entre la de los materiales en contacto.

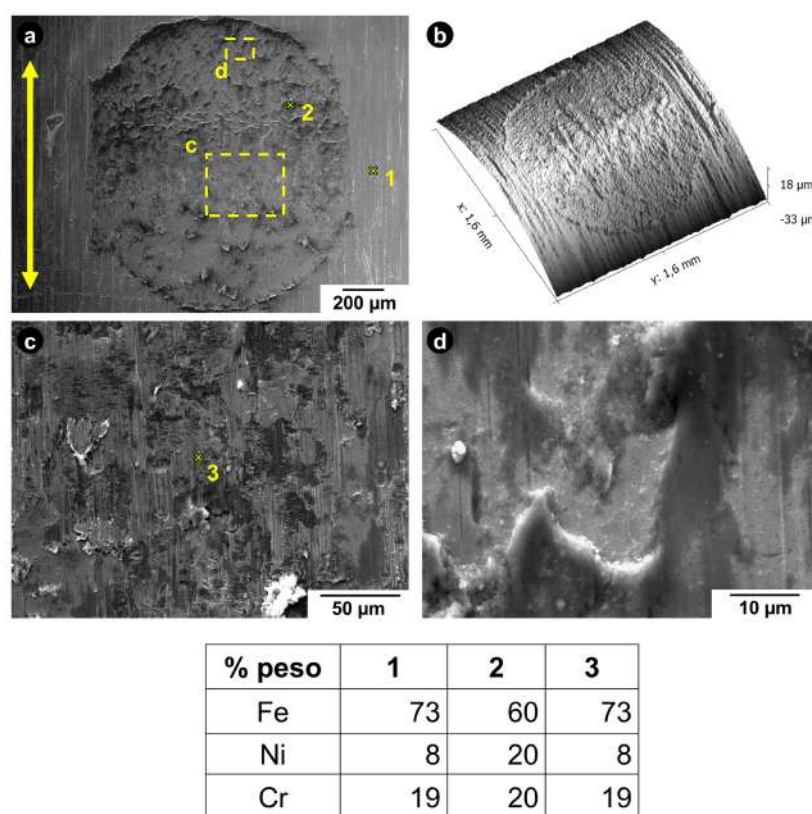


Figura 5.23: Aspecto de la zona de contacto para $P = 10\text{ N}$ y $\delta = 35\text{ }\mu\text{m}$ en AISI 304L (a) observado por SEM y (b) por OP, junto a (c) y (d) detalles de las capas de *debris* y el resultado del análisis puntual de EDS en los diferentes puntos marcados en las imágenes de SEM anteriores. La doble flecha indica la dirección de deslizamiento.

La zona de contacto del patín para $P = 20\text{ N}$ observada por SEM y OP se presenta en las Figs. 5.24(a) y (b). La Fig. 5.24(c) muestra un detalle de la capa superficial formada en la zona superior del *scar*, donde el tipo de capa formada se corresponde con una capa CL. Por otro lado, se puede observar que dentro de la zona de daño también existen regiones donde no se observa la acumulación de material en capas, como se muestra en la Fig. 5.24(d). El análisis de EDS dentro del *scar* fuera de las capas (Región 1) presenta una composición que se corresponde con la del material base, AISI 304L, mientras que dentro de las capas compactas (Región 2) la composición es igual a la hallada para $P = 10\text{ N}$, con un contenido de Ni y Cr intermedio entre el que poseen los materiales en contacto. Por otro lado, en la Región 3, los porcentajes de Ni y Cr cambian, lo cual puede estar ligado a que el tipo de capa observado en esta región no se corresponda con una capa del tipo CL. Esto indicaría que distintas zonas dentro del *scar* presentan diferentes condiciones de presión (debido a la altura del material acumulado en dicha zona) y composición elemental (debido a un enriquecimiento o empobrecimiento de Ni , Fe y/o Cr) lo que originará capas superficiales de distintas características.

Finalmente, en las Figs. 5.25(a) y (b) se observa el aspecto por SEM y OP del *scar*

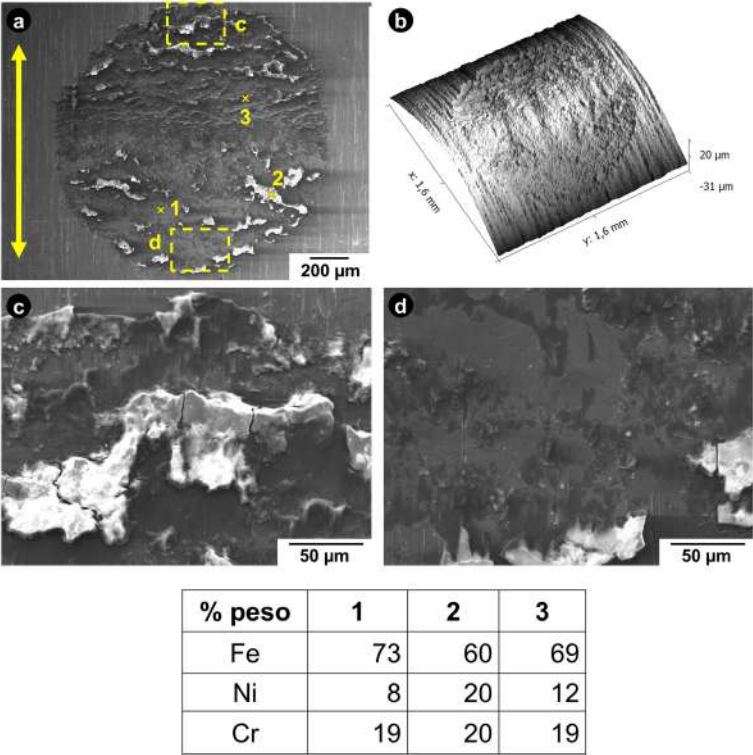


Figura 5.24: Aspecto de la zona de contacto para $P = 20\text{ N}$ y $\delta = 35\text{ }\mu\text{m}$ en AISI 304L (a) SEM y (b) topografía por OP, junto a (c) y (d) detalles de las capas de *debris* y el resultado de análisis EDS en las regiones marcadas. La doble flecha indica la dirección de deslizamiento.

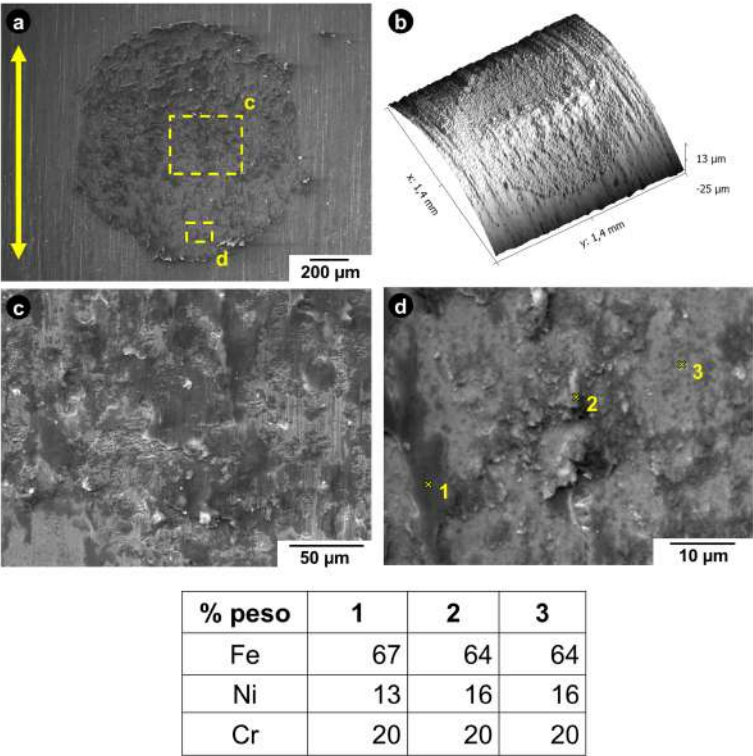


Figura 5.25: Aspecto de la zona de contacto para $P = 5\text{ N}$ y $\delta = 35\text{ }\mu\text{m}$ en AISI 304L (a) SEM y (b) topografía por OP, junto a (c) y (d) detalles de las capas de *debris* y el resultado de análisis EDS en las regiones marcadas. La doble flecha indica la dirección de deslizamiento.

en el patín de AISI 304L para $P = 5$ N y $\delta = 35$ μ m. Nuevamente en el centro del *scar*, Fig. 5.25(c), se hallaron marcas en el sentido del deslizamiento debido a una abrasión por tercer cuerpo junto a la formación de capas compactas de material desprendido. A su vez, en un detalle de la zona inferior del área dañada, Fig. 5.25(d), se observó la existencia de capas superficiales que presentan un aspecto liso junto a otras de aspecto más rugoso. El análisis de EDS en estas regiones fue muy similar al hallado en la Región 3 de la Fig. 5.24. Por el aspecto y composición de las capas observadas se puede suponer que se trata de capas que se hallan en un estadio previo a la finalización del proceso de sinterizado para conformar finalmente una capa del tipo CL. Esto muestra que dentro del *scar*, se pueden presentar diferentes capas que presentan una naturaleza distinta de acuerdo a los diferentes procesos que hayan experimentado durante el ensayo de *fretting*.

5.5. Régimen GSR

Este régimen se presentó con $P = 10$ y 20 N para $\delta = 50$ μ m y con $P = 10$ N para $\delta = 70$ μ m. El aspecto del *scar* y de las capas superficiales formadas en la zona de contacto en I 800 así como los cambios en los lazos $Q - D$ para diferente número de ciclos se presenta en la Fig. 5.26.

Al analizar la evolución de los lazos $Q - D$ a lo largo del ensayo se observó que para los primeros ciclos existe un comportamiento coulombiano de fricción (C.C. en las Figuras). A su vez, desde los 10^3 ciclos y hasta finalizar el ensayo cambia a un comportamiento no coulombiano (C.N.C. en las Figuras), en el que Q aumenta durante el deslizamiento relativo de las superficies, como se muestra en las Figs. 5.26(c), (f) e (i).

En particular, para el ensayo con $P = 10$ N y $\delta = 50$ μ m, debido a la configuración del controlador, durante los primeros 10^3 ciclos la δ utilizada fue de 40 μ m, luego de lo cual se situó en 50 μ m como se observa en la Fig. 5.26(c). Sin embargo, debido a que la cantidad de ciclos durante los cuales se presentó este cambio en δ fue menor al 1 % del total del ensayo (10^6 ciclos), se consideró que la misma fue de 50 μ m durante todo el ensayo. Por otro lado, como para $\delta = 35$ μ m ya se ha alcanzado el régimen de GSR con $P = 10$ N, no se espera un cambio en los mecanismos durante el proceso de *fretting*.

Bajo un régimen de GSR, un incremento en P conlleva a un aumento del daño por desgaste [2], que se observa al comparar las Figs. 5.26(a) y (d). Allí se muestra que con $\delta = 50$ μ m un aumento P conlleva a incremento del tamaño del *scar*. Un efecto similar se observó si al mantener constante la carga con $P = 10$ N se aumenta δ , como se deduce al comparar las Figs. 5.26(a) y (g).

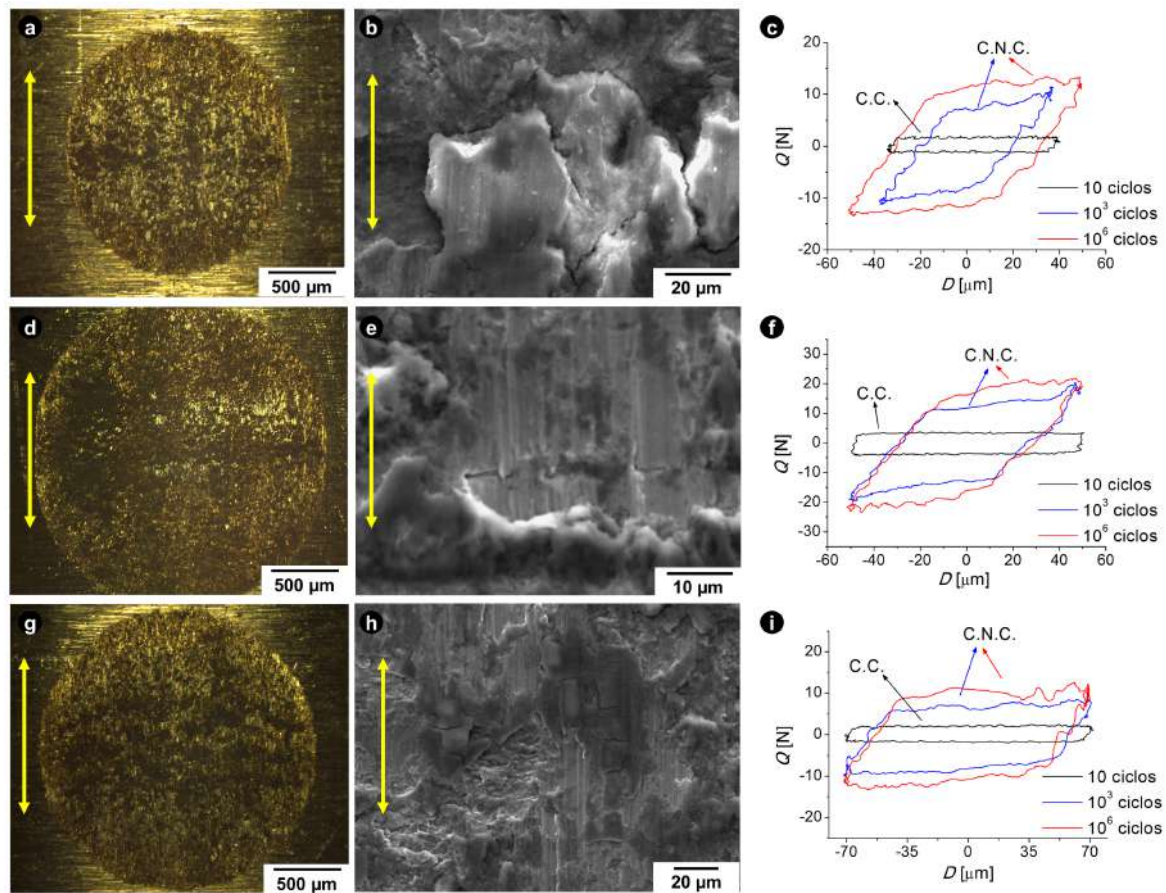


Figura 5.26: Daño por *fretting* en I 800 y detalle de las capas superficiales formadas junto a la evolución de los lazos $Q-D$ para diferentes N con (a), (b), (c) $P = 10 \text{ N}/\delta = 50 \mu\text{m}$, (d), (e), (f) $P = 20 \text{ N}/\delta = 50 \mu\text{m}$ y (g), (h), (i) $P = 10 \text{ N}/\delta = 70 \mu\text{m}$. La doble flecha indica la dirección de deslizamiento.

El cambio en los valores de D_R para los diferentes valores de P y δ fue el siguiente:

- para $P = 10 \text{ N}$ y $\delta = 50 \mu\text{m}$ los valores de D_R obtenidos fueron de 85, 50 y 62 % para valores de $N = 10, 10^3$ y 10^6 ciclos, respectivamente,
- con $P = 20 \text{ N}$ y $\delta = 50 \mu\text{m}$ los valores de D_R obtenidos fueron de 96, 54 y 59 % para valores de $N = 10, 10^3$ y 10^6 ciclos, respectivamente,
- para $P = 10 \text{ N}$ y $\delta = 70 \mu\text{m}$ los valores de D_R obtenidos fueron de 97, 82 y 79 % para valores de $N = 10, 10^3$ y 10^6 ciclos, respectivamente,

Se halló que en todos los casos el D_R supera el 25 %, con una disminución de los valores al pasar de 10 a 10^3 ciclos y con un ligero incremento al pasar de 10^3 a 10^6 ciclos con $P = 10$ y 20 N . Sin embargo, con $P = 10 \text{ N}$ y $\delta = 70 \mu\text{m}$, al pasar de 10 a 10^3 ciclos el valor de D_R cae ligeramente luego de lo cual se mantiene relativamente constante hasta finalizar el ensayo.

En este régimen, se considera que el deslizamiento relativo se presenta en todo el contacto sin que exista una región central de adhesión, por lo que el principal mecanismo

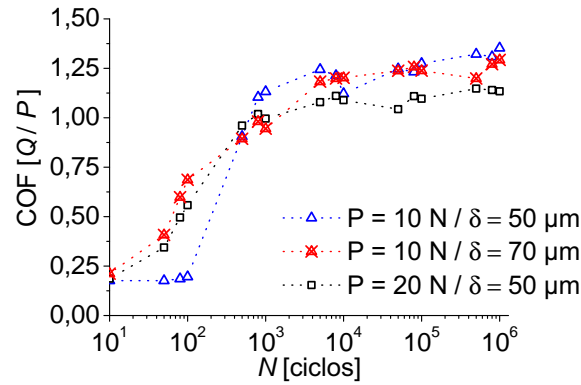


Figura 5.27: Evolución del COF durante el ensayo para diferentes condiciones de P y δ .

de daño es la remoción de material. Por ello, no se analizó la evolución de K_T con el número de ciclos.

La evolución del COF para las diferentes condiciones de P y δ en GSR se presenta en la Fig. 5.27. En todos los casos, el par presenta un régimen transitorio luego del cual se alcanza un régimen estacionario con valores de COF promedios de 1,25 y 1,1. Como se mencionó anteriormente, esto se debe a que el par en contacto sigue el modelo de fricción de Bowden y Tabor [111]. A su vez, se observó que al aumentar P la evolución al estado estacionario es más rápida.

A diferencia de los regímenes de PSR y MFR, en GSR como el deslizamiento se realiza en todo el área de contacto, el valor del COF se correspondería con valores cinemáticos de dicha variable. La determinación del COF en deslizamiento entre superficies para diferentes pares de materiales se realiza mediante ensayos normalizados, como el ensayo *pin-on-disk* correspondiente a la norma ASTM G99 [48]. Bajo este tipo de ensayo, el sistema se halla bajo una condición de desgaste por deslizamiento o *sliding wear*. Las principales diferencias entre este mecanismo y el daño por *fretting* se han explicado en la Sección 2.3. En los TGVs de I 600 e I 690, el COF determinado por este ensayo presenta valores estacionarios comprendidos entre 0,53 y 0,64 [117]. A su vez, estos valores coinciden con los valores típicos de COF para diferentes pares de aleaciones de base Fe como ser los pares acero dulce/acero dulce (0,62) y acero ferrítico/acero de herramientas (0,53) [118].

Sin embargo, en *fretting* se observa que el COF alcanza valores estacionarios mayores a la unidad. Ello está relacionado con el comportamiento no coulombiano a la fricción y la acumulación de material en la región de contacto lo cual, como se ha explicado anteriormente, lleva al interbloqueo de protuberancias [68][69][107].

5.5.1. Capas superficiales formadas

Las Figs. 5.26(b), (e) y (h) muestran las naturalezas de las capas formadas en la superficie de contacto de I 800, observadas por SEM. En todos los casos analizados, las mismas presentan las características de capas compactas del tipo CL, de aspecto poco rugoso, con la presencia de ranuras debido a la abrasión de tercer cuerpo y la existencia de fisuras en las capas debido a que son capas duras y frágiles. En este caso, no se observó una evolución en las capas compactas como la presentada en la Sección 4.1.2, al pasar de $\delta = 50 \mu\text{m}$ a $\delta = 70 \mu\text{m}$. La diferencia entre esta evolución de capas y las formadas en este caso bajo el régimen GSR, está ligada a los valores de P aplicada a las superficies en contacto ya que en los ensayos aquí analizados, el valor de P es un tercio de la aplicada en la Sección 4.1.2.

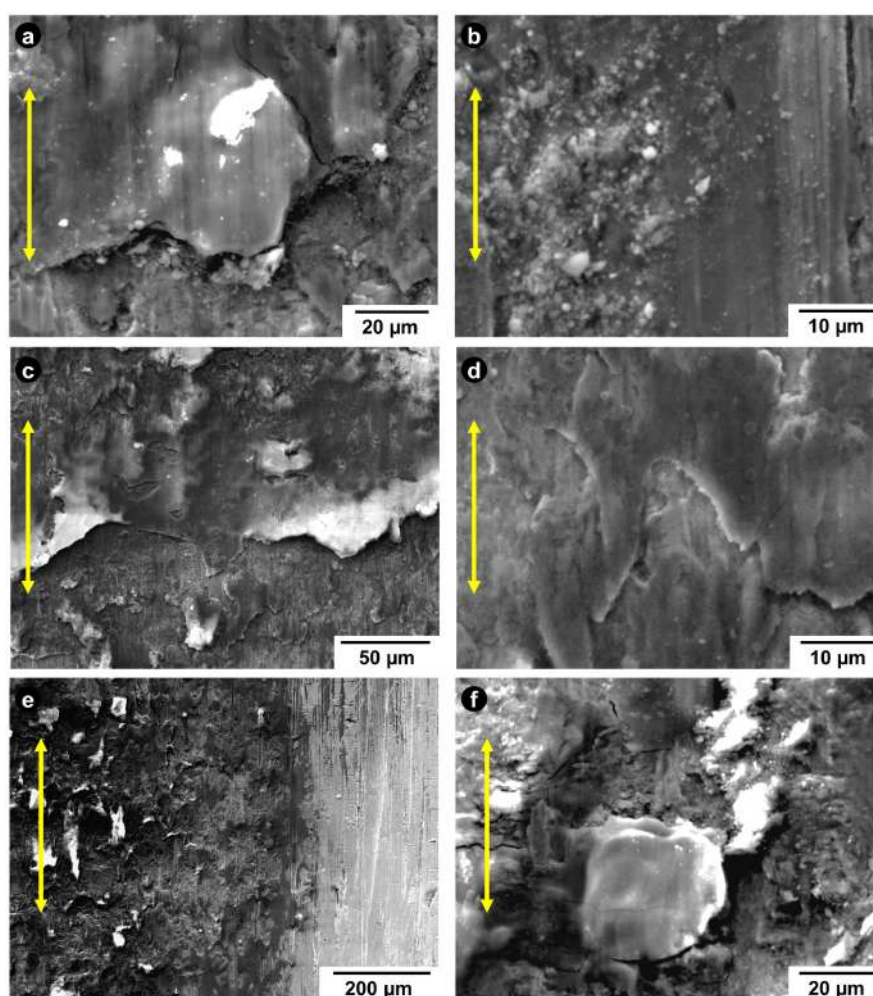


Figura 5.28: Características de las capas compactas dentro del *scar* en AISI 304L observadas por SEM para (a), (b) $P = 10 \text{ N}/\delta = 50 \mu\text{m}$, (c), (d) $P = 20 \text{ N}/\delta = 50 \mu\text{m}$ y (e), (f) $P = 10 \text{ N}/\delta = 70 \mu\text{m}$. La doble flecha indica la dirección de deslizamiento.

En la Fig. 5.28 se presentan imágenes SEM de la zona de contacto en AISI 304L. Con $P = 10 \text{ N}$ y $\delta = 50 \mu\text{m}$ se halló la formación de capas de iguales características que las observadas en el TGV, como se muestra en la Fig. 5.28(a), y además, en los bordes

laterales, es decir aquellos orientados en el sentido del deslizamiento, se observó la formación de capas compactas junto a *debris* individuales adheridos a la superficie del patín, como se presenta en la Fig. 5.28(b). Estos *debris* individuales son los responsables de las ranuras por abrasión de tercer cuerpo que se observan tanto en el patín como en el TGV. Para $P = 20$ N con $\delta = 50$ μ m se observó la formación de capas CL las que se cargan por efecto electrostático en los bordes de la capa, Fig. 5.28(c) y también se observó la generación de *debris* esféricos sobre la capa compacta de la Fig. 5.28(d). Por último, para $P = 10$ N y $\delta = 70$ μ m se muestra el borde lateral del *scar*, Fig. 5.28(e), donde se puede ver que la cantidad de capas compactas disminuye al acercarse al borde del *scar*. En el centro de las mismas se hallaron capas del tipo CL como se muestra en la Fig. 5.28(f).

5.5.2. Estudio del material desprendido

La cantidad de material desprendido para el régimen GSR fue suficiente para realizar una caracterización de los mismos. En los anteriores, debido a que el volumen de material desprendido fue muy pequeño, se dificultó la recolección de los mismos.

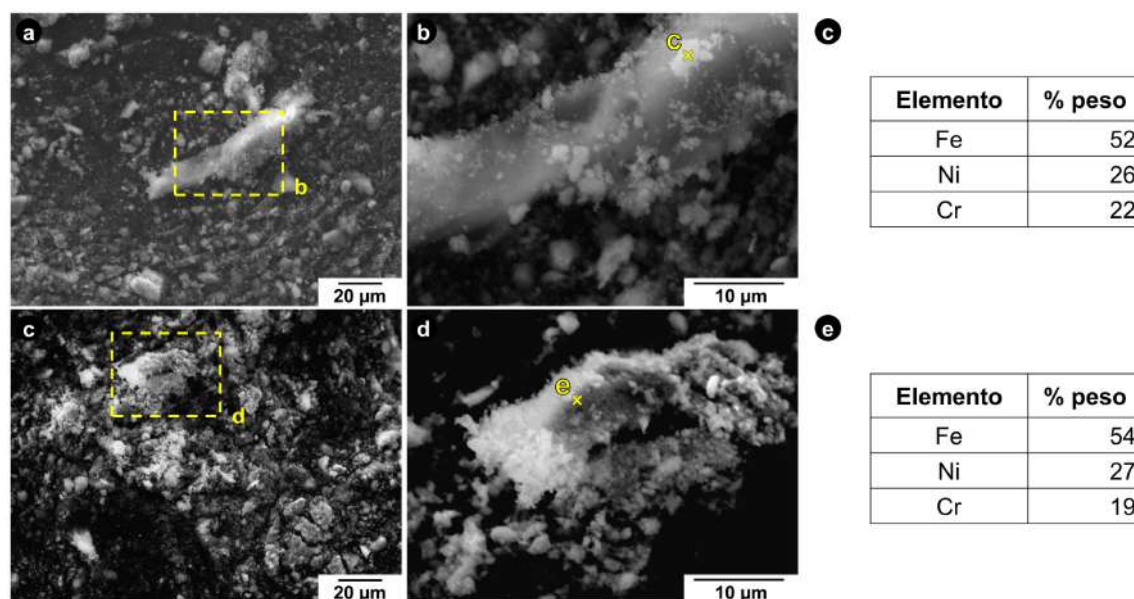


Figura 5.29: *Debris* desprendidos analizados por SEM y EDS para (a), (b), (c) $P = 10$ N/ $\delta = 50$ μ m y para (d), (e), (f) $P = 10$ N/ $\delta = 70$ μ m.

Las Figs. 5.29(a),(b) y (c) presentan el aspecto observado por SEM y el resultado de EDS para los *debris* obtenidos con $P = 10$ N y $\delta = 50$ μ m mientras que las Figs. 5.29(c),(d) y (e) presentan los resultados del material desprendido a igual P . para $\delta = 70$ μ m. En ambos casos se observó en los *debris* una amplia dispersión de tamaños, con *debris* de cientos de micrones y algunos más pequeños que el micrón, como se muestra en las Figs. 5.29(a) y (c). Al estudiar en detalle una de las partículas para las diferentes

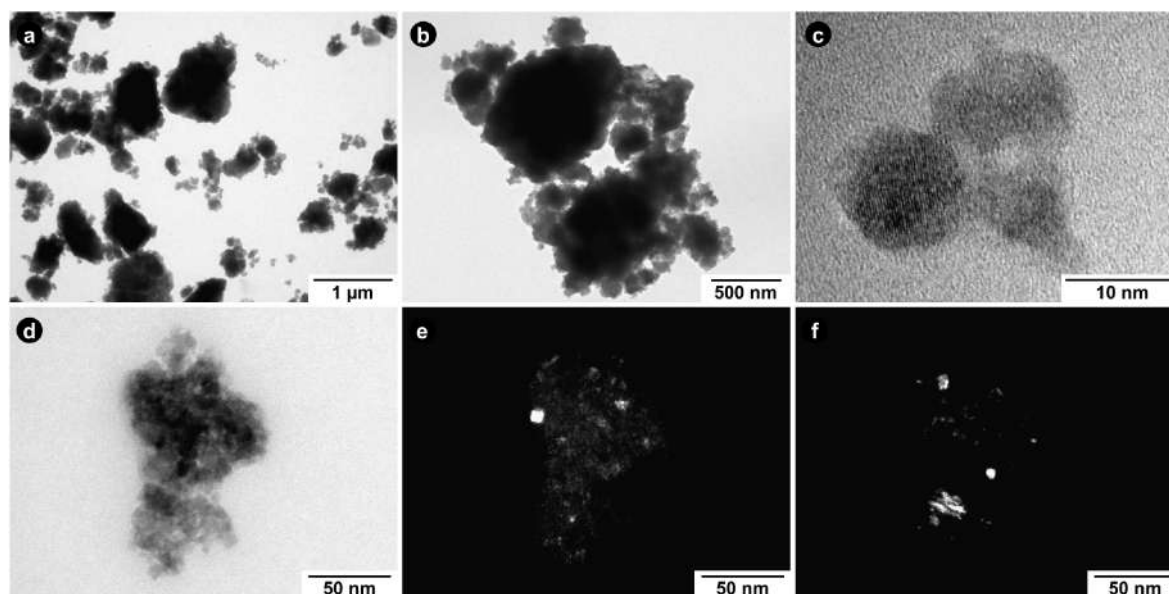


Figura 5.30: Debris observados por TEM obtenidos con (a) $P = 10 \text{ N}/\delta = 50 \mu\text{m}$, (b) $P = 20 \text{ N}/\delta = 50 \mu\text{m}$ y (c) $P = 10 \text{ N}/\delta = 70 \mu\text{m}$ junto a imágenes de BF/DF en debris obtenido con $P = 20 \text{ N}/\delta = 50 \mu\text{m}$ en condiciones de (d) BF, (e) DF y (f) DF, con otra reflexión distinta la utilizada en (e).

condiciones, Figs. 5.29(b) y (d), se puede observar nuevamente una amplia variación de tamaños en los *scar*. Los análisis composicionales de EDS sobre estas partículas presentados en las Figs. 5.29(c) y (e) permitieron mostrar que para ambas condiciones, en partículas elegidas al azar, se observó un pico alto de *O* con una composición de *Fe*, *Ni* y *Cr* intermedia entre la de los materiales en contacto. Este resultado es similar al hallado al realizar análisis composicionales sobre las diferentes capas compactas formadas en los *scars* en los distintos regímenes como se observó en las Figs. 5.16, 5.18 y 5.23.

La caracterización por TEM del material desprendido para las distintas condiciones P y δ presentó resultados similares a los ya presentados en la Sección 4.1.3. Se confirmó nuevamente la amplia gama de tamaños presentes en el material desprendido como se observa en las Figs. 5.30(a), (b) y (c). Se encontraron partículas con tamaños que rondan los $5 \mu\text{m}$ hasta partículas individuales de unos 10 nm , para todas las condiciones estudiadas. A su vez, mediante la técnica de BF/DF se logró mostrar que las partículas mayores son en realidad aglomerados de nanopartículas con tamaños entre los 20 y 5 nm , como se muestra en las Figs. 5.30(d), (e) y (f), donde se comparan dos imágenes de DF formadas con diferentes reflexiones.

Nuevamente, los análisis de EDS en las diferentes regiones de las partículas arrojaron que las mismas poseen una composición no homogénea. El análisis de los EDPs que se presentan en la Fig. 5.31 permitió determinar que la estructura principal hallada para las distintas condiciones de P y δ en GSR es una estructura del tipo espinela, la cual puede ser formulada como $(\text{Ni}, \text{Fe})(\text{Fe}, \text{Cr})_2\text{O}_4$. Al igual que los resultados presenta-

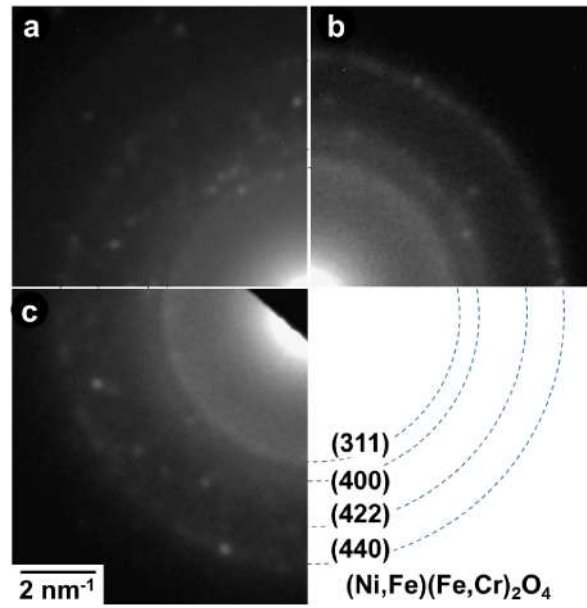


Figura 5.31: EDP de los *debris* obtenidos con (a) $P = 10 \text{ N}/\delta = 50 \mu\text{m}$, (b) $P = 20 \text{ N}/\delta = 50 \mu\text{m}$ y (c) $P = 10 \text{ N}/\delta = 70 \mu\text{m}$.

dos en la Sección 4.1.3, se halló la existencia reflexiones extras a la fase principal que se corresponden con estructuras del tipo NiO y $(\text{Fe}, \text{Cr})_2\text{O}_3$, pero las mismas presentaron poca incidencia y sus reflexiones eran muy tenues en la mayoría de la partículas analizadas.

Las características de las partículas halladas, su estructura y sus tamaños están relacionadas con la naturaleza del mecanismo del daño por *fretting*. Una explicación detallada del mismo se presentó anteriormente en la Sección 4.1.4.

5.6. Evolución del daño por *fretting* y determinación de los MRFM

Al analizar los cambios en el daño por *fretting* ante los diferentes regímenes se determinó que el desgaste es el principal mecanismo de daño para las cargas de contacto típicas entre los TGVs y las placas soporte en un reactor nuclear. En lo que respecta a los procesos de fisuración, a partir de las observaciones directas por SEM y utilizando el método de la evolución del K_T con el número de ciclos, no se pudieron detectar procesos de iniciación o propagación de fisuras en el material base. Las fisuras que se observaron por SEM se formaron sobre las capas compactas de óxidos, en particular, para las capas del tipo CL las cuales son muy duras y frágiles y sufren continuos procesos de fractura [67].

El predominio del daño por desgaste frente al de iniciación temprana de fisuras observada para el par I 800/AISI 304L se puede comprender analizando la naturaleza

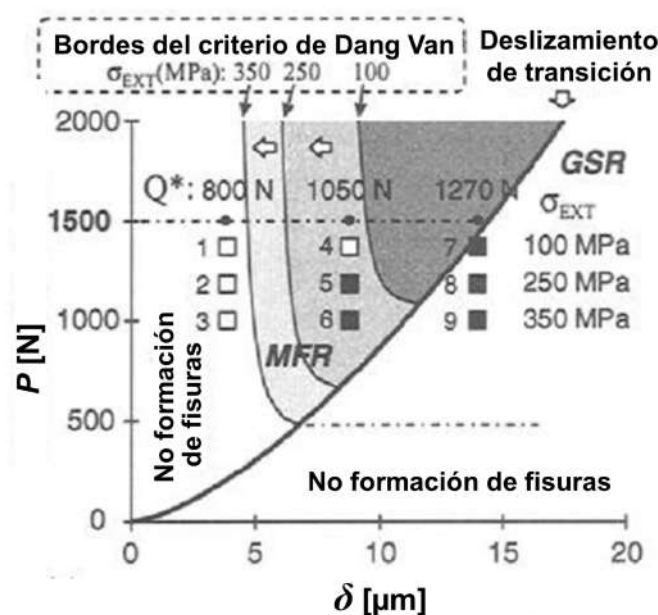


Figura 5.32: MRFM para un acero 35NiCrMo [119].

de los mapas MRFM. Como no existen mapas del tipo RCFM o MRFM para el par en contacto, se analizará el de un acero del tipo 35NiCrMo (0,35 % C, 3,6 % Ni, 1,6 % C, 0,3 % Si, 0,5 % Mn, 0,4 % Mo) presente en la bibliografía [119], el cual se presenta en la Fig. 5.32. En este trabajo se halló que en ensayos de *fretting* con $N = 10^6$ ciclos para que se produzca la aparición de fisuras en el régimen MFR es necesario que la carga normal de contacto supere un valor crítico, el cual para este material es del orden de unos 500 N. Si bien este material tiene una resistencia a la tracción mucho mayor que los estudiados (1150 MPa), es de esperar que se deban superar cargas normales de al menos 100 N en el contacto de I 800/AISI 304L, para que se produzca la formación de fisuras por *fretting* en ensayos de FW, es decir, en ensayos donde se impone un deslizamiento relativo a las superficies pero no se aplica una carga cíclica a alguna de las piezas en contacto.

Estudios previos mostraron la formación de fisuras en ensayos del tipo FW en el par I 800/AISI 304L para valores de $P = 80$ N [120] mientras que para el par I 600/AISI 304 se necesitan cargas de $P = 100$ N [121]. Por otro lado, trabajos previos realizados en esta División mostraron la formación de fisuras en el par I 690/AISI 304L para cargas iguales a $P = 90$ y 100 N [122].

El mapa MRFM determinado para el par I 800/AISI 304L presenta dos regiones, una zona denominada región sin daño o *no damage* y otra zona de daño por desgaste [123], como se presenta en la Fig. 5.33

Para evaluar los cambios en el daño por desgaste se utilizará el coeficiente K propuesto por Archard, el cual se calcula utilizando la Ec. 4.1. En la Sección 4.2.3 los resultados hallados sugieren que, ante un cambio en los materiales se presentan errores

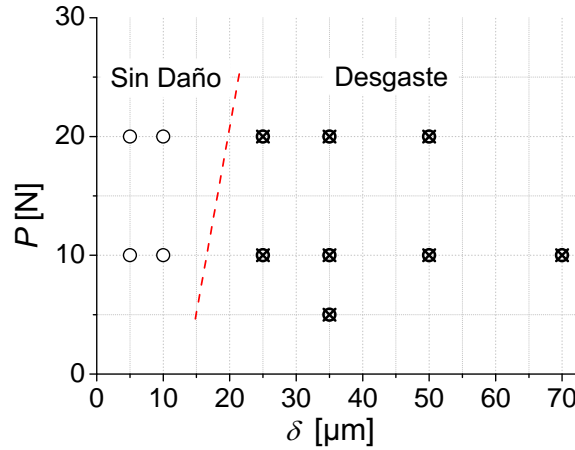


Figura 5.33: MRFM para el par I800/AISI 304L.

en la determinación del volumen removido, lo que influencia al valor de K hallado haciendo que el mismo no sea un buen indicador para comparar diferentes procesos de desgaste. Sin embargo, K es uno de los parámetros más usados para evaluar el daño por desgaste entre diferentes pares de materiales debido a que representa el cociente entre el volumen removido V y la energía entregada al sistema $P \cdot S$. Como en la determinación de los RCFM no se realizó un cambio en los materiales del par y para el par I 800/AISI 304L el mecanismo de daño que predomina es el desgaste abrasivo (Sección 4.2.1), se utilizará este parámetro para comparar los cambios en el daño por *fretting* en los distintos regímenes.

5.6.1. Región sin daño ó *no damage*

La región sin daño o *no damage* en los mapas MRFM [123] se presentó en el régimen PSR con $\delta = 5 \mu\text{m}$ y en el régimen MFR con $\delta = 10 \mu\text{m}$, para los dos valores de P utilizados.

Cuando el par se encuentra en un régimen PSR, al analizar la zona de contacto mediante OP no se logró observar ningún efecto de daño superficial, siendo el único efecto presente en la superficie el falso pulido observado por LM y el aplastamiento de las marcas de maquinado, como se presentó en la Fig. 5.7.

En MFR, con $\delta = 10 \mu\text{m}$ y para $P = 10$ y 20 N se observó la formación de capas TL. Debido a que el material removido en una superficie se ha transferido a la otra superficie, se puede considerar que el volumen removido del TGV presenta un aumento en el volumen del patín lo que hace que V sea nulo, como se observa en las Figs. 5.14 y 5.15.

5.6.2. Región de daño por desgaste ó *wear damage*

Para los valores de P analizados en este capítulo, una vez superado un valor de $\delta = 10 \mu\text{m}$, el daño por desgaste fue el mecanismo de degradación principal, tanto en MFR como en GSR. La Fig. 5.34 muestra la evolución de la topografía y de los perfiles de profundidad en el centro del *scar* en el TGV de I 800 con $P = 10 \text{ N}$ para distintos valores de δ . Una comparación de los perfiles de profundidad en el centro del *scar* se muestra en la Fig. 5.34(f). Se halló que al cambiar el régimen de MFR a GSR, es decir, al pasar de $\delta = 10 \mu\text{m}$ a $\delta = 25 \mu\text{m}$, el valor de máxima profundidad del *scar* se duplica y además el daño pasa de hallarse localizado en las capas TL a toda el área de contacto aparente. Posteriormente, en GSR al aumentar δ el daño va creciendo progresivamente lo que se observa con el incremento del diámetro del *scar* (valor de X en las Figuras) y la profundidad de material removido (valor de Z en las Figuras). Para $\delta = 50 \mu\text{m}$ y $\delta = 70 \mu\text{m}$ se presenta la mitad del *scar* y del perfil de profundidades debido a que por el tamaño de la zona estudiada y las características del equipo de OP no se logró escanear por completo dicha área.

En base a los volúmenes removidos determinados por OP, se presentan los coeficientes K hallados, para las diferentes condiciones de P y δ , en la Tabla 5.1.

Tabla 5.1: Valores del coeficiente K para las diferentes combinaciones de P y δ utilizadas en el par I 800/AISI 304L.

$K[\text{Pa}^{-1}]$	$P = 5 \text{ N}$	$P = 10 \text{ N}$	$P = 20 \text{ N}$
$\delta = 25 \mu\text{m}$	-	$0,4 \times 10^{-15}$	$0,09 \times 10^{-15}$
$\delta = 35 \mu\text{m}$	$8,1 \times 10^{-15}$	10×10^{-15}	$5,7 \times 10^{-15}$
$\delta = 50 \mu\text{m}$	-	21×10^{-15}	36×10^{-15}
$\delta = 70 \mu\text{m}$	-	41×10^{-15}	-

Al comparar la evolución de K a P constante se halló un crecimiento progresivo K al incrementarse δ , como se presenta en la Fig. 5.35.

Por otro lado, para $\delta = 35 \mu\text{m}$, al analizar la evolución de K con P se logró demostrar el cambio en el régimen de *fretting*. En MFR, al aumentar P se tiende a aumentar la adherencia entre las superficies debido a la condición de *partial slip* presente en el contacto, razón por lo cual K debería disminuir. A diferencia de ello, en GSR donde el deslizamiento relativo se presenta en toda la superficie, un aumento en P conlleva a un incremento del volumen removido y del valor de K . Esta evolución se presenta en la Fig. 5.36, donde al aumentar P de 5 a 10 N, el valor de K se incrementa por encontrarse el par en un régimen de GSR pero al aumentar aún más P , hasta alcanzar $P = 20 \text{ N}$, K disminuye debido a que se produce el cambio de régimen de GSR a MFR.

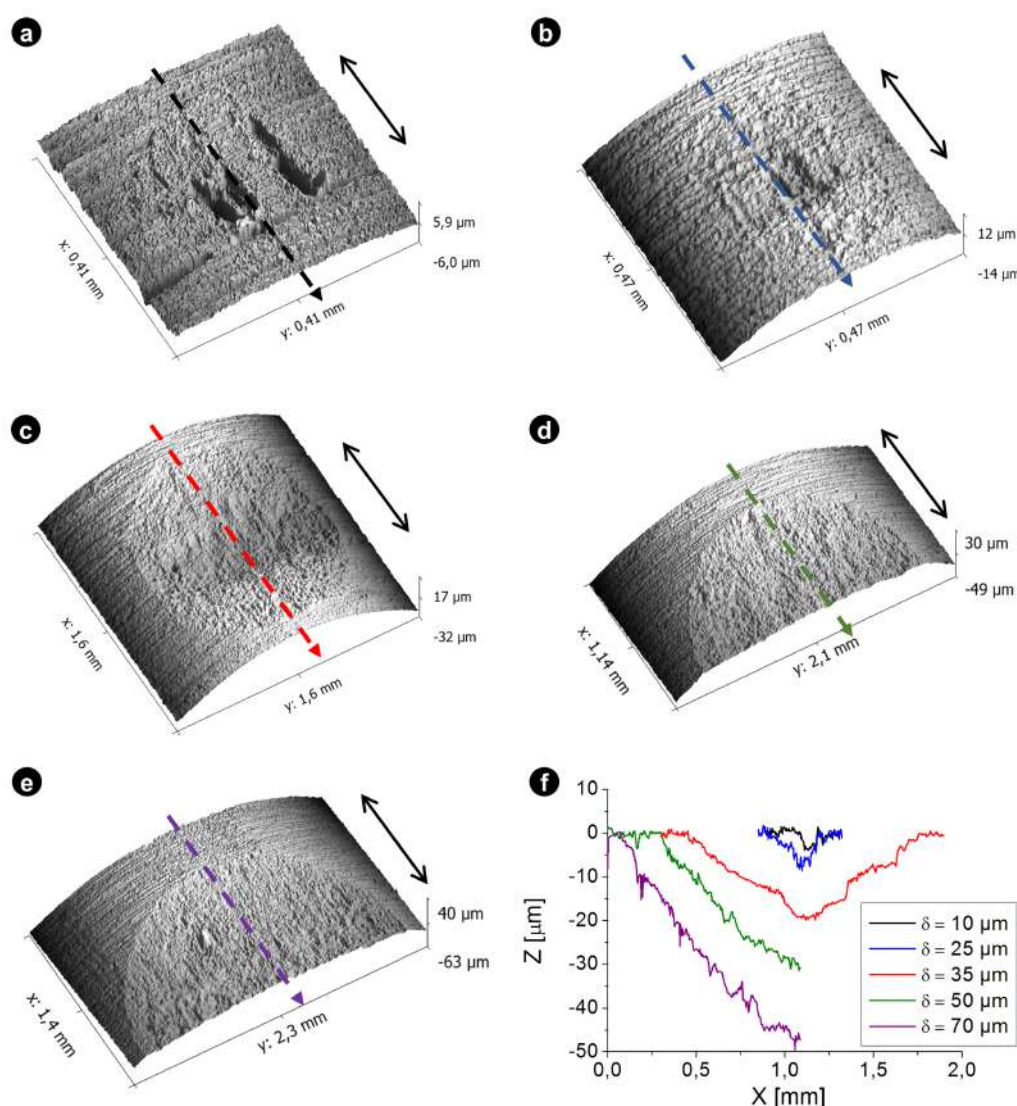


Figura 5.34: Topografía de la zona de contacto con $P = 10 \text{ N}$ para (a) $\delta = 10 \mu\text{m}$, (b) $\delta = 25 \mu\text{m}$, (c) $\delta = 35 \mu\text{m}$, (d) $\delta = 50 \mu\text{m}$ y (e) $\delta = 70 \mu\text{m}$ junto a (f) comparación de los perfiles de profundidad para diferentes δ . La doble flecha indica la dirección de deslizamiento.

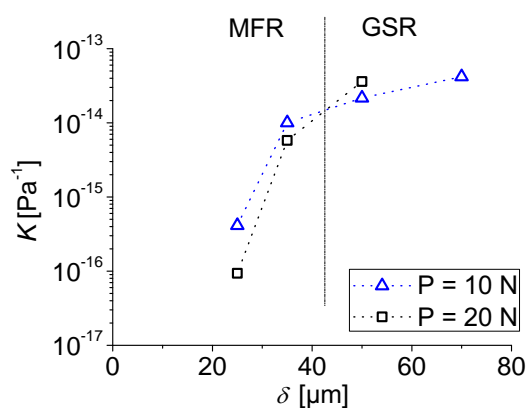


Figura 5.35: Evolución del coeficiente de desgaste K para diferentes valores de δ y P .

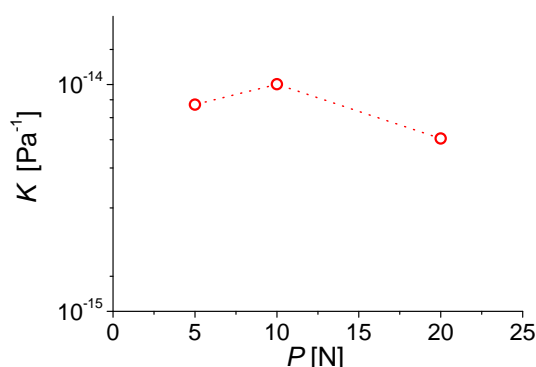


Figura 5.36: Evolución de K con $\delta = 35 \mu\text{m}$ para diferentes valores de P .

5.6.3. Comparación entre los valores de K calculados y los hallados en la literatura

Como se mencionó en la Sección 4.1.1, en los valores de K hallados en la literatura para ensayos de *fretting* existe una amplia dispersión. En un estudio realizado por el EPRI [124] se realiza una recopilación de distintos K para TGVs de I 800. Los valores hallados van entre $8,4$ y $21,8 \times 10^{-15} \text{ Pa}^{-1}$ para el par I 800/I 800 mientras que el par I 800/AISI 410 se presentan valores entre 20 y $40 \times 10^{-15} \text{ Pa}^{-1}$ para distintas cargas P combinadas con diferentes condiciones de contacto (ensayos de impacto, deslizamiento o combinados) y ambientales (ensayos en agua o en aire).

Por otro lado, en la Tabla 5.2 se presentan los valores de K hallados en diversos trabajos para otros materiales de TGVs (I 690 e I 600) formando diferentes pares de materiales en configuraciones de tubos cruzados o tubo/placa para ensayos en aire a temperatura ambiente y en un rango de valores de P y δ cercanos a los utilizados en este capítulo. Se puede observar que existe un orden de magnitud de diferencia entre los distintos valores presentados, hallándose los mismos entre $26,88$ y $262 \times 10^{-15} \text{ Pa}^{-1}$.

El coeficiente de desgaste K es importante debido a que es usualmente el parámetro utilizado para comparar el comportamiento de diferentes pares de materiales frente al daño por desgaste. Sin embargo, como se menciona en un trabajo reciente de Blau [127], existe una incerteza asociada a la determinación del valor de K , la cual está asociada a los errores propios de las variables a partir de las cuales se determina, es decir, las incertezas en el volumen removido ΔV , la carga normal ΔP y la amplitud de deslizamiento $\Delta \delta$. Cabe mencionar que en dicho trabajo las diferencias halladas en K se asocian a variables propias del dispositivo de ensayos tales como la elasticidad del actuador y la cadena cinemática de transmisión de movimientos.

En lo que respecta a los valores de K en ensayos de *fretting* bajo la norma ASTM G204 [45], en la publicación *Wear News* [128] del Comité G2 de ASTM (Comité de Normas sobre Desgaste y Erosión) se publicaron los resultados de un ensayo interla-

Tabla 5.2: Valores del coeficiente K para diferentes pares de materiales hallados en otros trabajos, en combinaciones de P y δ similares a las utilizadas en esta tesis.

Par	P [N]	δ [μm]	f [Hz]	K [Pa^{-1}]
I 690/I 690 [58]	15	Menor a 40	10	$58,48 \times 10^{-15}$
I 690/AISI 409 [125]	100	50	10-60	90×10^{-15}
I 690/AISI 409 [126]	10-22	15-40	30	$26,88 \times 10^{-15}$
I 690/AISI 405 [126]	10-22	15-40	30	$33,94 \times 10^{-15}$
I 600/AISI 409 [126]	10-22	15-40	30	$54,05 \times 10^{-15}$
I 600/AISI 405 [126]	10-22	15-40	30	$43,76 \times 10^{-15}$
I 690/AISI 304 [65]	10-80	100	33	209×10^{-15}
I 600/AISI 304 [65]	10-80	100	33	262×10^{-15}

boratorio de *fretting* según ASTM G204 para el par acero de herramientas A2 contra AISI 52100. En este ensayo se halló que si bien la norma produce ensayos reproducibles en un mismo laboratorio, con bajos coeficientes de dispersión en los resultados, al comparar los resultados obtenidos entre distintos laboratorios se producen variaciones muy grandes. Nuevamente, estas variaciones se asocian a la elasticidad del dispositivo de ensayos, lo que puede ocasionar que el desplazamiento impuesto y el experimentado entre las superficies sea diferente para cada dispositivo de ensayos utilizado.

Al comparar los valores de K hallados en este capítulo y presentados en la Tabla 5.1, con los obtenidos por el EPRI [124] y los presentados en la Tabla 5.2 se puede observar que los valores determinados para el par I 800/AISI 304L se hallan dentro del rango de valores reportados en la literatura, los cuales están fuertemente influenciados por el dispositivo de ensayos utilizados.

Se debe destacar que valores de K hallados para las distintas combinaciones de P y δ permitieron evidenciar los cambios en el daño por desgaste del par I 800/AISI 304L y además seguir los mecanismos relacionados con los cambios de régimen en *fretting*.

5.7. Conclusiones parciales

En este capítulo se presentaron los mapas de *fretting* para el par I 800/AISI 304L. Para ello, se utilizaron valores de P y δ similares a los que se presentan durante el funcionamiento normal de un GV nuclear.

Las principales conclusiones de este capítulo fueron:

- En el mapa RCFM se hallaron presentes los tres regímenes de *fretting*: PSR, MFR y GSR
- En PSR el daño en el contacto fue despreciable, reduciéndose el mismo al aplastamiento de las marcas de fabricación del TGV y el patín. Se observó el efecto de falso pulido en las superficies, lo que facilitó la observación del *scar* por LM.
- En MFR el daño aumentó, y se observó la formación de capas compactas de óxidos del tipo TL y MML. El mecanismo de daño principal fue la remoción de material o desgaste. Bajo este régimen, un aumento en P lleva a un incremento de la adherencia entre las superficies, disminuyendo el desgaste.
- Al cambiar el régimen de MFR a GSR, un aumento en P lleva a un incremento del material removido y del desgaste. En GSR se observó la formación de capas compactas del tipo CL. Los *debris* desprendidos estaban formados por una aglomeración de nanopartículas con tamaños comprendidos entre 5 y 20 nm con una estructura del tipo espinela de composición no estequiométrica formulada como $(Ni, Fe)(Fe, Cr)_2O_4$.
- En el mapa RCFM se hallaron presentes dos regiones: la zona sin daño y la región de daño por desgaste.
- No se encontró, mediante técnicas de microscopía y el seguimiento del valor de K_T durante los ensayos, la formación de fisuras. Esto es originado porque las cargas de contacto que se presentan entre los TGVs y las placas soporte no son suficientes para superar las tensiones necesarias para iniciar procesos de fisuración en *partial slip*.
- Los coeficientes de desgaste K hallados para las distintas condiciones de ensayo utilizadas se hallan dentro de los valores reportados en la literatura para distintos materiales de TGV. Se halló que este parámetro es eficaz para estudiar la evolución del desgaste y los cambios observados en los regímenes de *fretting*.

Capítulo 6

Mapas de *fretting* para el par I 800/AISI 420

En este capítulo se presentan los mapas de *fretting* RCFM y MRFM para el par I 800/AISI 420. Se analizaron las características particulares de los diferentes regímenes bajo distintas condiciones de P y δ . Los ensayos se realizaron en aire a temperatura ambiente. Los resultados obtenidos se compararon con los presentados en el capítulo anterior para el par I 800/AISI 304L. Se estudiaron las posibles causas de los cambios observados en el daño al cambiar el material del patín en contacto con el TGV

6.1. Condiciones de ensayo y determinación de los RCFM

En la determinación de los RCFM se utilizaron las mismas condiciones que en el capítulo anterior, con cargas $P = 5, 10$ y 20 N para $\delta = 5, 10, 25, 35$ y 50 μm . Los ensayos se realizaron en aire, a temperatura ambiente (25°C) con una humedad relativa del 35 %, hasta alcanzar los 10^6 ciclos, a una frecuencia de 13 Hz. El dispositivo utilizado fue presentado en la Fig. 3.8.

La evolución de los lazos $Q-D$ para las diferentes condiciones de ensayo se presentan en la Fig. 6.1. En base a los mismos se determinó el RCFM que se presenta en la Fig. 6.2 donde observó, para las condiciones analizadas, la presencia de los tres regímenes de *fretting* PSR, MFR y GSR. Si se compara con el RCFM para el par I 800/AISI 304L, Fig. 5.3, se puede observar que no existe un cambio en los regímenes al cambiar el material del patín. Este hecho se halla ligado a que, como se tratará más adelante, no existe un cambio en los mecanismos principales de degradación de ambos materiales a pesar de que el acero AISI 420 tiene una composición y estructura cristalina distinta a la del AISI 304L.

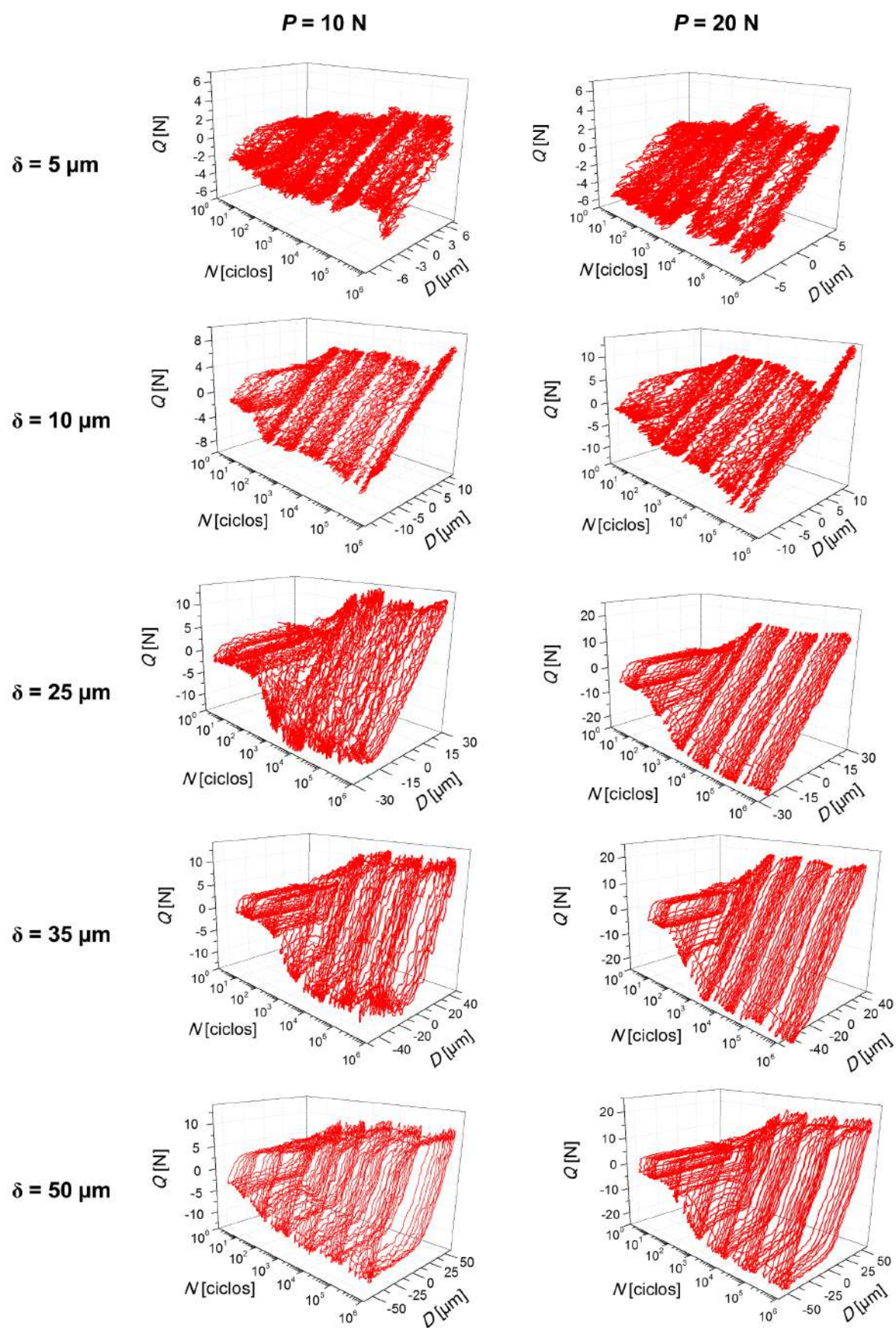


Figura 6.1: Evolución de los lazos $Q - D$ con N en el par I 800/AISI 420 para diferentes condiciones de δ y P .

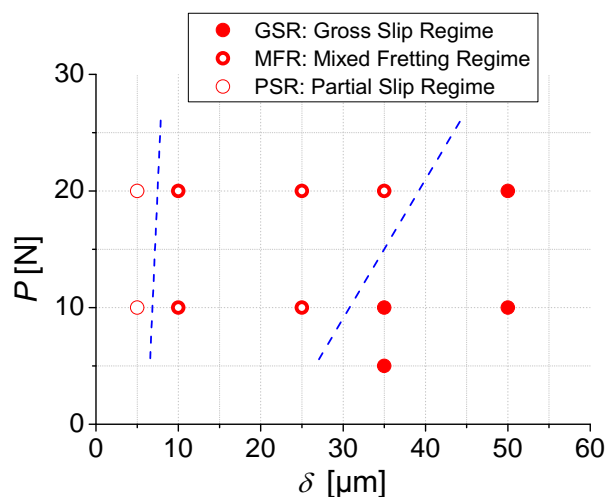


Figura 6.2: RCFM para el par de contacto I 800/AISI 420, en aire a 25°C.

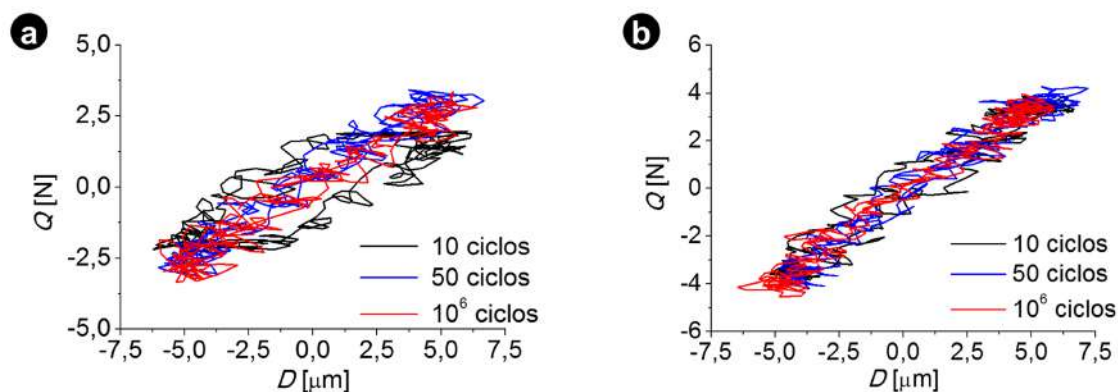


Figura 6.3: Evolución de los lazos $Q - D$ para $N = 10, 50$ y 10^6 ciclos con $\delta = 5 \mu\text{m}$ para (a) $P = 10 \text{ N}$ y (b) $P = 20 \text{ N}$.

6.2. Régimen PSR

El régimen de PSR se observó con $P = 10$ y 20 N para $\delta = 5 \mu\text{m}$. La evolución de los lazos $Q - D$ bajo estas condiciones para 10, 50 y 10^6 ciclos se presenta en la Fig. 6.3. Para ambos valores de P se puede observar que en el ciclo 50 ya se presenta una condición de *stick* en el contacto, con un deslizamiento relativo entre las superficies nulo. Por otro lado, para el ciclo 10 el valor de D_R es del 25 % para $P = 10 \text{ N}$ y del 20 % para $P = 20 \text{ N}$. Se halló que un aumento en la carga normal bajo una condición de *partial slip* lleva a un aumento en la adherencia entre las superficies. Si se comparan estos valores con los hallados para iguales condiciones en el par I 800/AISI 304L se puede observar que los valores de D_R son similares. Nuevamente, el deslizamiento relativo inicial está relacionado con las capas de polución presentes en las superficies al iniciar del ensayo [37], las cuales se eliminan rápidamente, y en el ciclo 50 se produce el contacto metal-metal y las superficies se mantienen adheridas hasta finalizar el ensayo.

En la Fig. 6.4 se presenta la evolución de los valores de K_T y COF con N . Se obtu-

vieron valores de K_T promedios de 0,53 y 0,70 N μm^{-1} para $P = 10$ y 20 N respectivamente, como se presenta en la Fig. 6.4(a). Estos valores son similares a los presentados en el par I 800/AISI 304L para los diferentes regímenes, como se comentó en la Sección 5.4, siendo el valor de K_T para $P = 20$ N un poco inferior al hallado al utilizar el patín de AISI 304L, donde el valor de K_T fue de 0,8 N μm^{-1} . Los valores de K_T se reducen al disminuir P debido a que disminuye la presión de contacto [104].

La evolución del COF en PSR se presenta en la Fig. 6.4(b). Estos valores son menores a los correspondientes con un COF estático, los cuales presentan un transitorio asociado a los efectos iniciales de eliminación de la capa superficial de contaminación, luego de lo cual se alcanza un régimen estacionario al superar los 10^2 ciclos. Los valores estacionarios de COF fueron de 0,32 y 0,22 para $P = 10$ y 20 N, respectivamente. Al utilizar el patín de AISI 304L el valor estacionario del COF fue de 0,22 para ambos valores de P . Este cambio puede estar originado por el aumento en el deslizamiento relativo entre las superficies al utilizar un patín de AISI 420 respecto a uno de AISI 304L, hecho que se observó al analizar los *scar*, como se presenta en la siguiente sección. Por otro lado, la disminución en el COF con el aumento en P es originado porque el sistema presenta un comportamiento a la fricción de Bowden y Tabor [111], según el cual el COF puede expresarse por la Ec. 5.4.

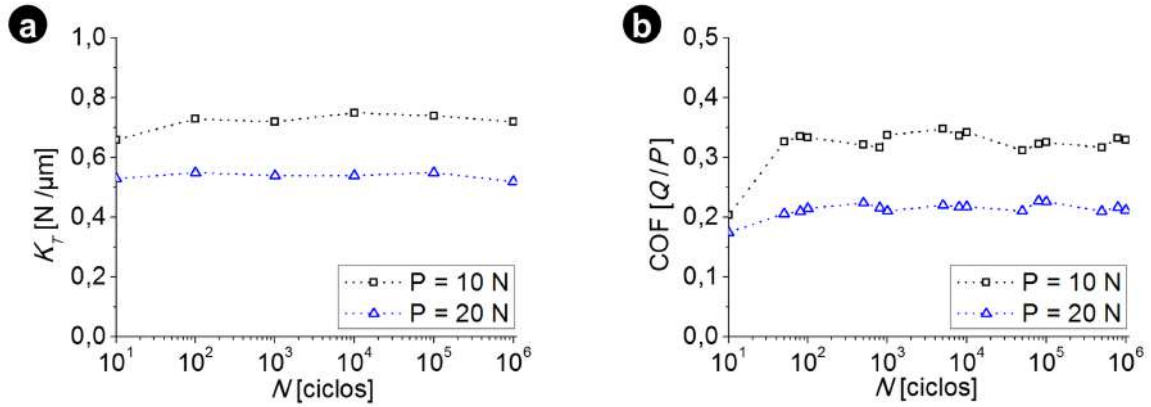


Figura 6.4: (a) Evolución de K_T con el avance del ensayo para diferentes P con $\delta = 5 \mu\text{m}$ junto a (b) evolución del COF con el avance del ensayo para diferentes P con $\delta = 5 \mu\text{m}$.

6.2.1. Mecanismos de degradación en PSR

Al encontrarse el sistema a partir del ciclo 50 en una condición de *stick*, el daño superficial sobre las superficies es prácticamente nulo, como puede observarse en la Fig. 6.5. Por SEM, Figs. 6.5(b) y (c), solo se halló el aplastamiento de las marcas de fabricación del TGV y el patín, efecto similar al observado al utilizar un patín AISI 304L, Fig. 5.7. Pero, a diferencia de éste último caso, el deslizamiento relativo inicial es más evidente en el patín de AISI 420 con $P = 10$ N, presentándose además ranuras

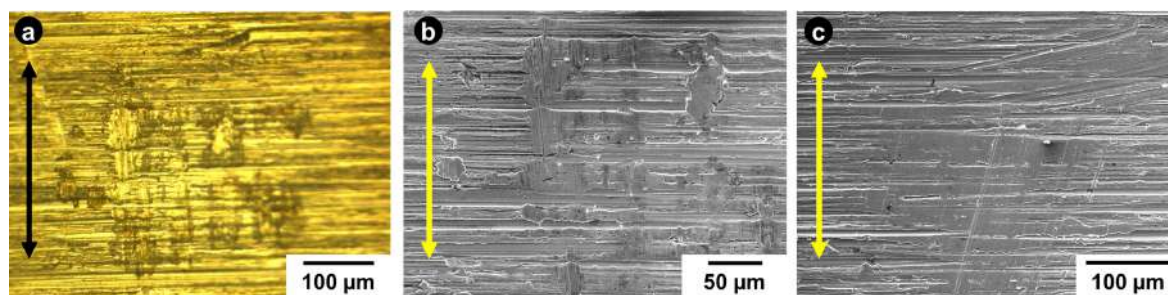


Figura 6.5: Zona de contacto para $\delta = 5 \mu\text{m}$ para $P = 10 \text{ N}$ observada por (a) LM, (b) SEM y con $P = 20 \text{ N}$ analizada por (c) SEM. La doble flecha indica la dirección de deslizamiento.

en el sentido del deslizamiento en el *scar*, Fig. 6.5(b). El valor de D_R entre ambos materiales para $P = 10 \text{ N}$ difiere sólo en un 5 %. La observación de los *scars* por LM presentó nuevamente aspecto más brillante bajo luz visible, originado por el efecto de falso pulido o *false brinelling* [105], el cual estaba acompañado de regiones que presentan ranuras por desplazamiento, las cuales se ven más oscuras, como se observa en la Fig. 6.5(a).

Entonces, el par I 800/AISI 420 en un régimen de PSR se halla en una región del tipo sin daño, o *no degradation* en los mapas MRFM.

6.3. Régimen MFR

El régimen MFR se halló con $\delta = 10$ y $25 \mu\text{m}$ para $P = 10$ y 20 N . La evolución en los lazos $Q - D$ para las distintas condiciones de carga y desplazamiento para los 10, 50 y 10^6 ciclos se presenta en la Fig. 6.6. Con $\delta = 10 \mu\text{m}$, el desplazamiento relativo entre las superficies para ambos valores de P es del orden 50 % para los 10 ciclos, rápidamente aumenta la adherencia entre las superficies al originarse el contacto metal-metal, llegando a una condición de *stick* al alcanzar los 50 ciclos la cual se mantiene hasta finalizar el ensayo. A diferencia de ello, con $\delta = 25 \mu\text{m}$, el desplazamiento relativo es del orden 80 % para los 10 ciclos para ambos valores de P , el cual se mantiene casi constante hasta los 50 ciclos, y disminuye progresivamente a lo largo del ensayo, obteniéndose a los 10^6 ciclos una condición de *stick* en el contacto con $P = 20 \text{ N}$ mientras que existe aún un D_R del 40 % para $P = 10 \text{ N}$. El análisis de los lazos $Q - D$ mostró que durante el deslizamiento el par presenta un comportamiento Coulombiano (C.C.) [27], con un valor de Q constante durante el deslizamiento relativo.

Al igual que para el patín de AISI 304L, en MFR un aumento de P conlleva a un incremento de la adherencia entre las superficies. Esto se refleja en la disminución del daño y el tamaño de los *scars* al aumentar P como se muestra en la Fig. 6.7. A su vez, el aspecto de los *scars* es muy diferente al pasar de $\delta = 10 \mu\text{m}$ a $\delta = 25 \mu\text{m}$ para las distintas condiciones en MFR. Se halló que para $\delta = 10 \mu\text{m}$, en los distintos valores

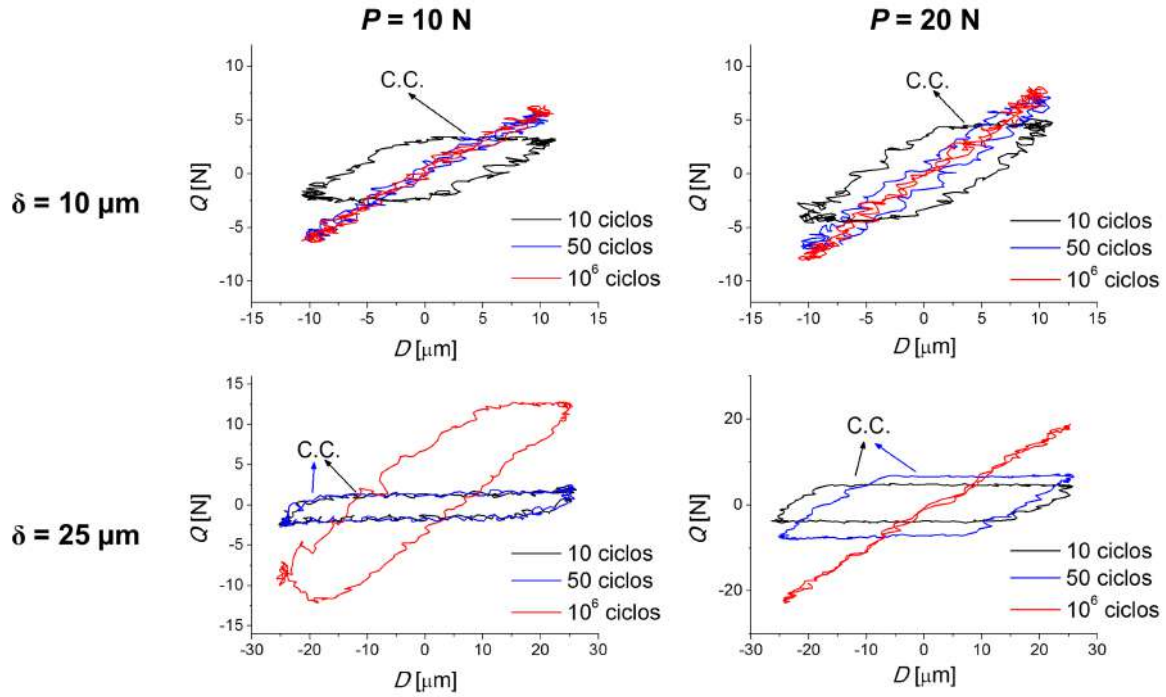


Figura 6.6: Evolución de los lazos $Q-D$ para $N = 10, 50$ y 10^6 ciclos para distintas condiciones de δ y P .

de P utilizados, dentro del *scar* existen zonas que presentan deslizamiento y otras en las cuales se observa aún la superficie original del TGV. Como ya se mencionó, la diferencia entre el aspecto teórico del *scar* para una condición de *partial slip* y la observada experimentalmente se debe a la rugosidad propia de las superficies en contacto. Por otro lado, con $\delta = 25 \mu\text{m}$, el deslizamiento se presenta en toda la zona de contacto, existiendo una reducción del área de contacto con el aumento de P debido al incremento de la adherencia entre superficies.

Se compararon los diámetros promedios de los *scars* D_{prom} , calculados utilizando la Ec. 4.4, Figs. 5.9 y 6.7, para $P = 10 \text{ N}$ y $P = 20 \text{ N}$ con $\delta = 25 \mu\text{m}$. Se halló que, tanto en AISI 304L como en AISI 420, dicho valor ronda los $1000 \mu\text{m}$ en el TGV y el patín para $P = 10 \text{ N}$ y los $400 \mu\text{m}$ para $P = 20 \text{ N}$. Se observó una reducción similar en el *scar* al aumentar P en ambos materiales. Sin embargo, como se presenta más adelante en la Sección 6.6.2, los volúmenes removidos así como la máxima profundidad de material removido son mayores en AISI 420 que para AISI 304L. Esto puede explicarse considerando lo particular de la forma tridimensional del *scar* de *fretting*, como se mostró en la Sección 4.2.3.

La evolución del COF para diferentes condiciones de carga P y δ se muestra en la Fig. 6.8. Como en los casos anteriores, se presenta un régimen transitorio luego del cual se llega a un régimen estacionario, el cual se alcanza alrededor de 10^2 ciclos con $\delta = 10 \mu\text{m}$ en ambos valores de P y luego de 10^3 ciclos con $\delta = 25 \mu\text{m}$. El comportamiento de fricción de Bowden y Tabor hace que a igual valor de δ un aumento

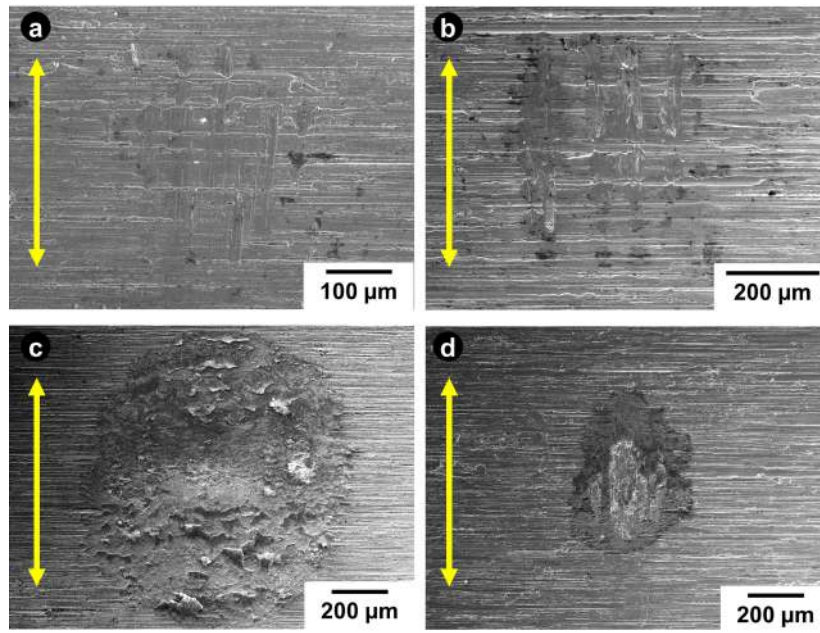


Figura 6.7: Imágenes SEM de la zona de contacto en I 800 para $\delta = 10 \mu\text{m}$ con (a) $P = 10 \text{ N}$ y (b) $P = 20 \text{ N}$ y para $\delta = 25 \mu\text{m}$ con (c) $P = 10 \text{ N}$ y (d) $P = 20 \text{ N}$. La doble flecha indica la dirección de deslizamiento.

en P conlleve a una disminución del valor del COF estacionario [111].

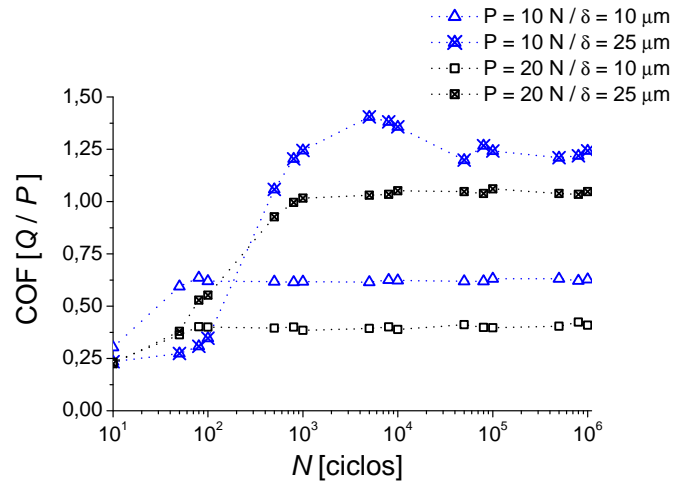


Figura 6.8: Evolución del COF durante el ensayo en MFR para diferentes condiciones de P y δ .

6.3.1. Efectos de la deformación plástica durante la condición de *partial slip*

Para calcular el COF, se utilizó nuevamente un valor Q_{prom} , calculado como la semisuma entre los valores de Q_{min} y Q_{max} , Fig. 5.1. Esto fue originado debido a que para $\delta = 10 \mu\text{m}$ y $P = 10 \text{ N}$ se observaron variaciones en los valores instantáneos

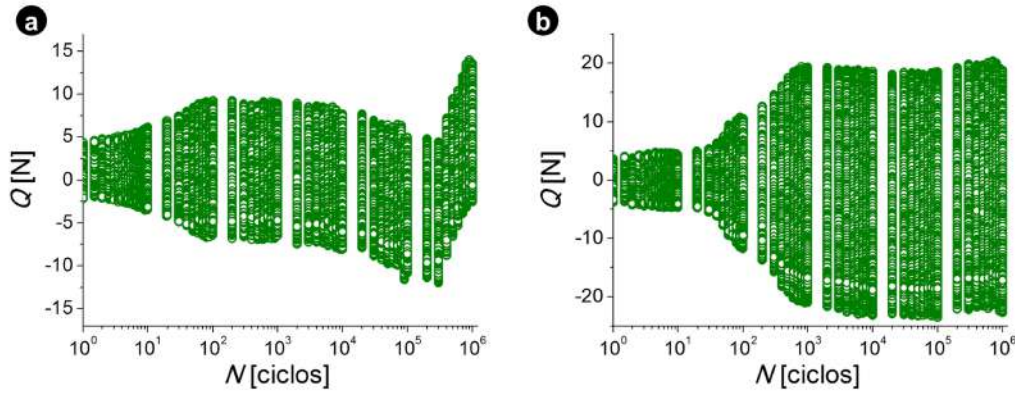


Figura 6.9: Cambios en Q durante el ensayo en MFR para (a) $\delta = 10 \mu\text{m}$ y $P = 20 \text{ N}$ y (b) $\delta = 25 \mu\text{m}$ y $P = 20 \text{ N}$.

de Q , Fig. 6.9(a), con un progresivo incremento Q_{max} el cual va acompaño de una disminución del valor de Q_{min} sobre el final del ensayo. Sin embargo, al igual de lo que se observó en el patín de AISI 304L en la Fig. 5.12, la amplitud de valores permanece constante una vez que se alcanza el régimen transitorio. Esto puede estar relacionado con la acumulación de deformación plástica entre las asperezas que están en contacto bajo una condición de *partial slip*.

En *fretting* las máximas tensiones tangenciales se generan en la región subsuperficial. Luego, en materiales policristalinos es posible que si bien en las superficies presenten una condición elástica de adherencia entre las mismas, la región subsuperficial alcance la plasticidad. Esto fue demostrado por simulaciones numéricas para aleaciones de *Ti* [129]. Así, con el avance de los ciclos del ensayo se puede generar un endurecimiento por deformación local que lleva al incremento gradual de los valores de Q . Sin embargo, debido a que el resto del material se mantiene en una condición elástica y de adherencia entre las superficies, la amplitud de carga Q no se modifica, así como el valor del COF.

Por otro lado, con $\delta = 25 \mu\text{m}$ y $P = 10 \text{ N}$, Fig. 6.9(b), este efecto de variación es mucho menor pero aún existe.

6.3.2. Mecanismos de degradación en MFR

Mediante la observación directa de la zona de contacto, para las diferentes condiciones de P y δ , durante los ensayos no se detectaron fisuras, por lo cual se analizará la evolución del valor de K_T durante el ensayo, la cual se presenta en la Fig. 6.10. Para las distintas condiciones de δ y P no se halló un decaimiento del valor de la rigidez, lo que está en concordancia con lo observado por SEM en la Fig. 6.7. Los valores de K_T permanecen relativamente constantes a lo largo del ensayo con valores promedios de $0,55$ y $0,75 \text{ N } \mu\text{m}^{-1}$ similares a los presentados por este par en PSR.

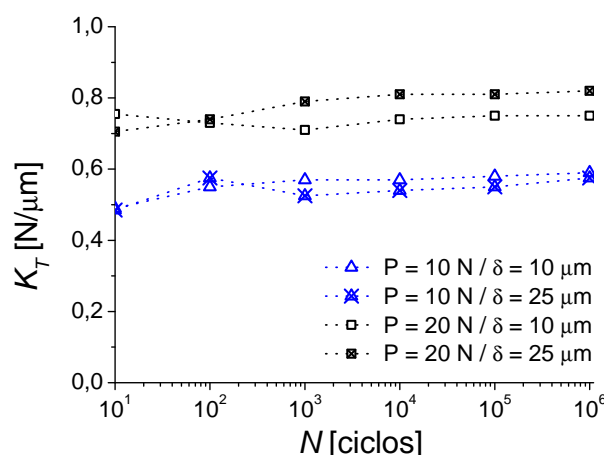


Figura 6.10: Evolución de K_T bajo un régimen de MFR para diferentes condiciones de P y δ .

En lo que respecta al daño por desgaste, el mismo es más evidente para $\delta = 25 \mu\text{m}$ en ambos valores de P , siendo prácticamente nulo con $\delta = 10 \mu\text{m}$. Por ello, también al utilizar el patín de AISI 420 debido a la magnitud de las cargas normales, el mecanismo de degradación principal es el desgaste y no la formación de fisuras, ya que no se alcanzan los valores de presión crítica necesarios.

6.3.3. Capas superficiales formadas

Para el análisis de las capas superficiales formadas en MFR y la transferencia de material, se utilizará el Ni como trazador ya que el patín de AISI 420 tiene un contenido de dicho elemento prácticamente despreciable, mientras que el contenido de este elemento en el TGV de I 800 es del 33 % en peso.

Como se puede observar en la Fig. 6.7, en la superficie de contacto del TGV, el daño superficial para $\delta = 10 \mu\text{m}$ fue prácticamente nulo, destacándose solo la deformación plástica en el sentido del deslizamiento de algunas regiones de la zona de contacto. Por ello, mediante OP no se pudo determinar un volumen removido siendo el daño en dichas regiones del orden de la rugosidad original de las superficies en contacto, Tabla 3.6. Sin embargo por EDS se logró detectar la transferencia de material entre las superficies.

La Fig. 6.11(a) presenta el aspecto del *scar* en el patín de AISI 420 para $\delta = 10 \mu\text{m}$ con $P = 10 \text{ N}$. Se puede observar que la superficie del patín se halla prácticamente sin daño, salvo la deformación de algunas asperezas como se puede observar en la Fig. 6.11(c). Del análisis puntual de composición por EDS de la Fig. 6.11(b) se observa que en la región deformada y las regiones que presentan un aspecto más oscuro se encontró la presencia de Ni . Además, el espectro de EDS en la Región 3 presentó un pico de O elevado, el cual indica que las regiones más oscuras se corresponden con regiones

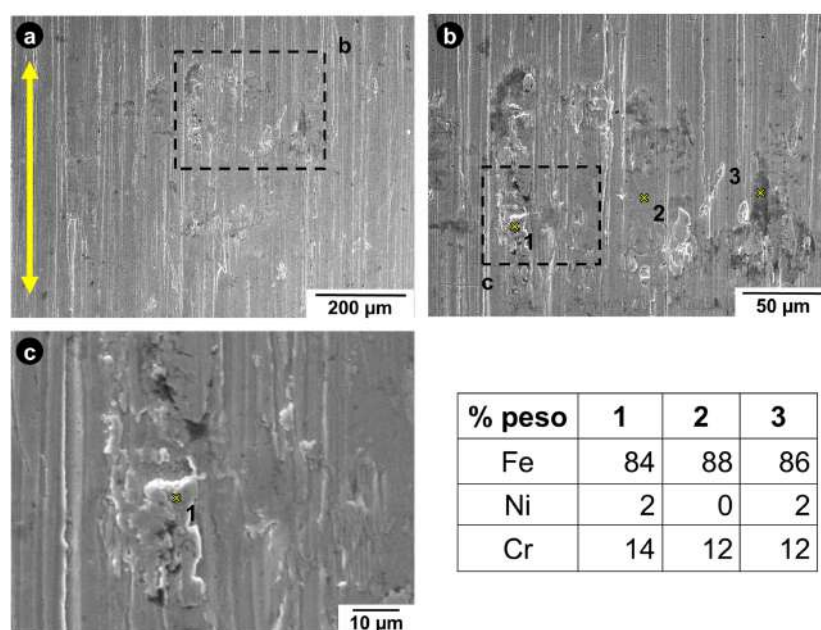


Figura 6.11: Aspecto de la zona de contacto para $P = 10$ N y $\delta = 10$ μm en AISI 420 (a) observado por SEM, (b) y (c) detalles de las capas de *debris*, junto al resultado del análisis puntual de EDS en las diferentes regiones marcadas en las imágenes anteriores. La doble flecha indica la dirección de deslizamiento.

oxidadas. A diferencia de lo observado para el patín de AISI 304L en la Fig. 5.14, no se observa la formación de capas del tipo TL sino que, por el aspecto y la composición de las capas observadas, se deduce que se corresponden con capas del tipo MML.

El aspecto del patín AISI 420 observado por SEM para $\delta = 10$ μm con $P = 20$ N se presenta en la Fig. 6.12(a). La observación de la topografía obtenida por OP de la Fig. 6.12(b) muestra que los defectos existentes por el daño por *fretting* no se pueden distinguir de las marcas de maquinado del patín. En este caso, las características superficiales observadas son similares a las encontrada para igual valor de δ pero a menor P . Se observó la formación de regiones que presentan un contraste más oscuro, Fig. 6.12(c), donde los análisis de EDS arrojaron un alto contenido de *Ni*, indicando la transferencia de material. En los espectros se detectó la presencia de *O*, indicando que las mismas están oxidadas. Esto les confiere a estas capas el aspecto más oscuro en las imágenes de SEM y corresponden a capas del tipo MML.

Con $\delta = 25$ μm el daño superficial ya fue de una magnitud suficiente para ser observado por OP, y los detalles de la máxima profundidad de material removido, así como los valores de V y K se presentan en la Sección 6.6.2. El aspecto de los patines bajo esta condición de deslizamiento para $P = 10$ y $P = 20$ N se presenta respectivamente en las Figs. 6.13 y 6.14.

Con $P = 10$ N se observó que, fuera del *scar*, la composición se corresponde con la nominal del AISI 420, mientras que las capas de *debris* formadas son del tipo MML y presentan un aspecto rugoso como se muestra en la Fig. 6.13(c), con una composición

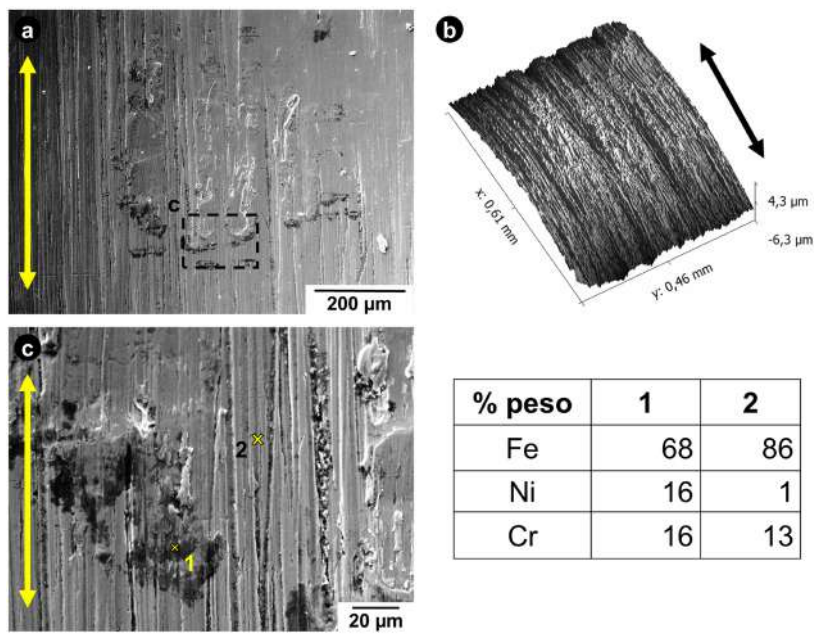


Figura 6.12: Aspecto de la zona de contacto para $P = 20\text{ N}$ y $\delta = 10\text{ }\mu\text{m}$ en AISI 420 (a) observado por SEM, (b) topografía por OP y (c) detalles de las capas de *debris*, junto al resultado del análisis puntual de EDS en las diferentes regiones marcadas en las imágenes anteriores. La doble flecha indica la dirección de deslizamiento.

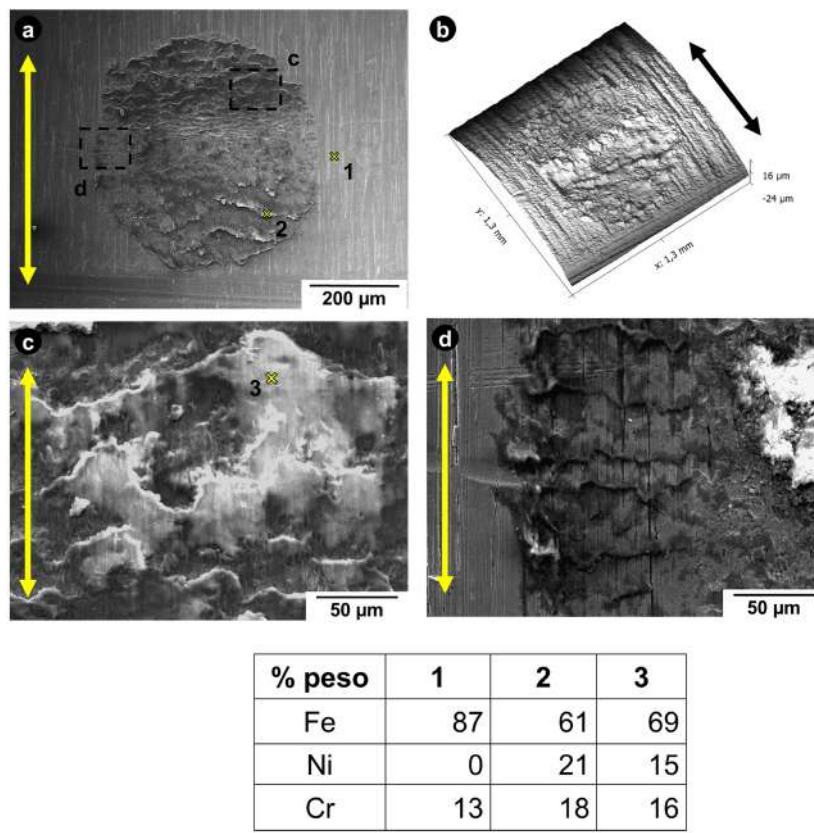


Figura 6.13: Aspecto de la zona de contacto para $P = 10\text{ N}$ y $\delta = 25\text{ }\mu\text{m}$ en AISI 420 (a) observado por SEM, (b) topografía por OP y (c), (d) detalles de las capas de *debris*, junto al resultado del análisis puntual de EDS en las diferentes regiones marcadas en las imágenes anteriores. La doble flecha indica la dirección de deslizamiento.

similar a la hallada para iguales condiciones al utilizar el patín de AISI 304L, Fig. 5.16(c). En el espectro EDS de ambos materiales se observó un alto pico de *O*. Las capas se distribuyen mayormente en la zona inferior y superior del *scar*, es decir, en la dirección del desplazamiento. Esto es debido a que la misma coincide con la curvatura de la superficie del patín, favoreciendo el desplazamiento del material desprendido del centro a dichos bordes del *scar*. Las otras capas observadas presentan una composición similar, variando los porcentajes de *Fe*, *Ni* y *Cr*, como se halló en la Región 2. Por otro lado, en la Fig. 6.13(d) se muestra que existen partículas que se depositan fuera del *scar* sobre la superficie del patín, debajo de las cuáles se observan aún las marcas de fabricación de la superficie original. Esto es originado por el escape de los *debris* del contacto mediante alguno de los mecanismos de acomodación reportados por Berthier [37], Sección 2.5. Este material presenta un fuerte adherencia a la superficie ya que no se desprendió de la misma durante la limpieza con ultrasonido de las muestras previa a su observación.

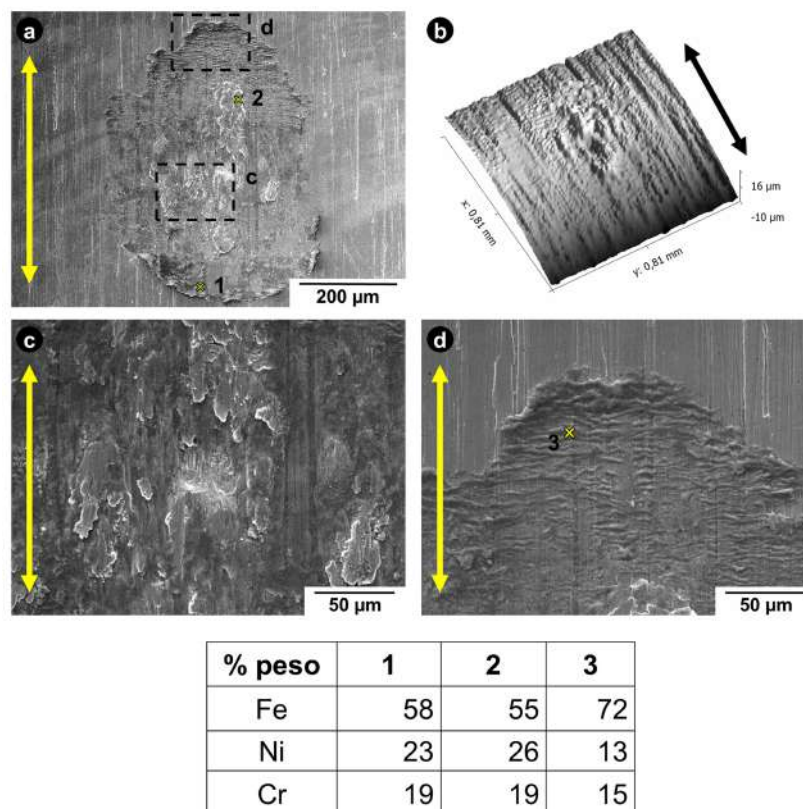


Figura 6.14: Aspecto de la zona de contacto para $P = 20 \text{ N}$ y $\delta = 25 \mu\text{m}$ en AISI 420 (a) observado por SEM, (b) topografía por OP y (c), (d) detalles de las capas de *debris*, junto al resultado del análisis puntual de EDS en las diferentes regiones marcadas en las imágenes anteriores. La doble flecha indica la dirección de deslizamiento.

Con $P = 20 \text{ N}$ se observó la formación de capas del tipo TL por OP, Fig. 6.14(c), lo cual se comprobó por la composición EDS de la Región 2. Lo mismo fue observado en la Fig. 5.18(c) al utilizar el patín de AISI 304L. También se halló la formación de capas

del tipo MML, como la presente en la Región 1. Por otro lado, en la zona superior del *scar*, Fig. 6.14(d) se puede notar la acumulación de *debris* sobre la superficie metálica del patín, igual a lo hallado en la Fig. 6.13(d). En esta zona, Región 3, la composición elemental presentó una disminución del contenido de *Ni* respecto al observado en las capa MML del *scar*. Esto indicaría que el material depositado son óxidos similares a los que forman las capas MML donde la disminución del contenido de *Ni* esta asociado a que al estar solo depositado el material, y no lo suficientemente compactado, el espesor de dichos depósitos puede ser bajo y el volumen de interacción del cual se obtienen los rayos X para formar el espectro EDS puede alcanzar la superficie metálica, la que no posee *Ni*.

6.4. Evolución de MFR a GSR

Con $\delta = 35 \mu\text{m}$ se halló un cambio de régimen al aumentar la carga de $P = 10 \text{ N}$ a $P = 20 \text{ N}$, de un régimen de GSR a MFR. El aspecto del *scar* y de las capas superficiales formadas en I 800 así como los cambios en los lazos $Q - D$ para diferente número de ciclos se presentan en la Fig. 6.15.

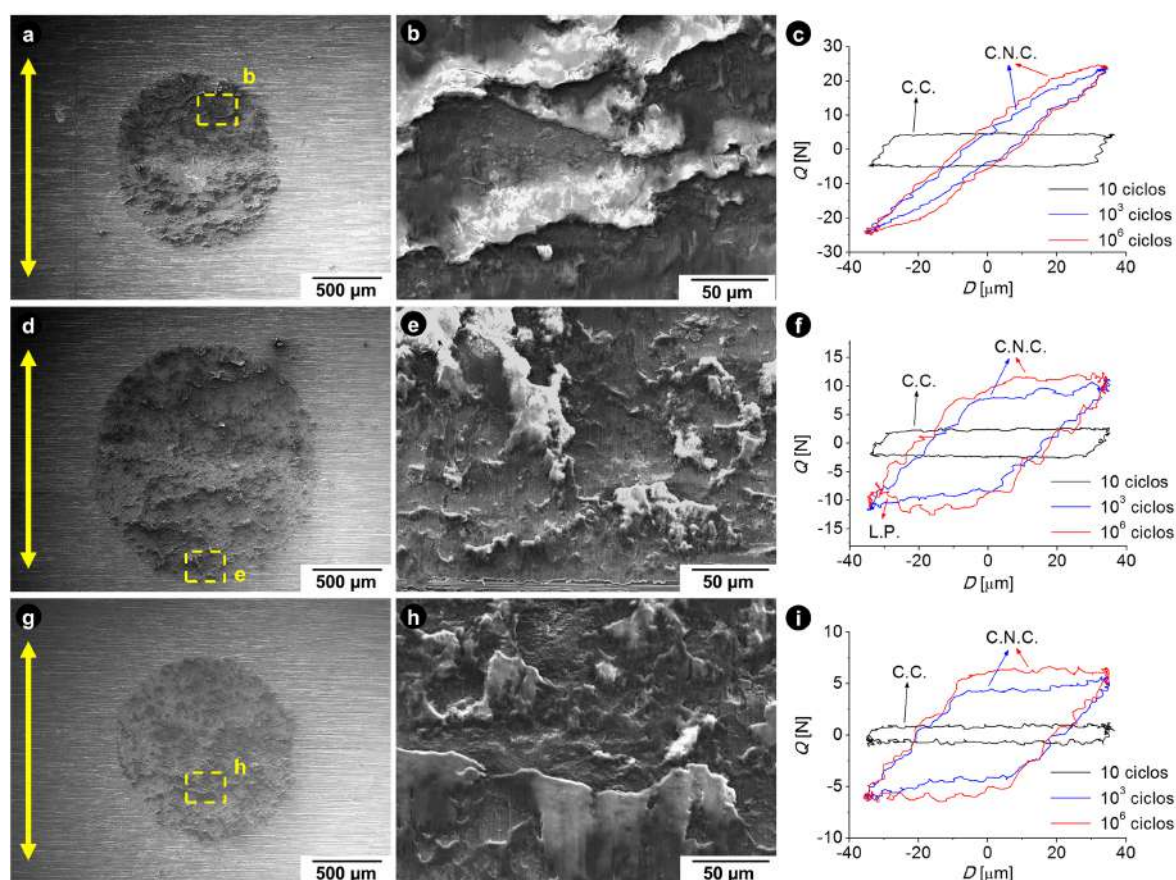


Figura 6.15: Daño por *fretting* en I 800 y detalle de las capas superficiales formadas junto a la evolución de los lazos $Q - D$ para diferentes N con $\delta = 35 \mu\text{m}$ para (a), (b), (c) $P = 20 \text{ N}$, (d), (e), (f) $P = 10 \text{ N}$ y (g), (h), (i) $P = 5 \text{ N}$. La doble flecha indica la dirección de deslizamiento.

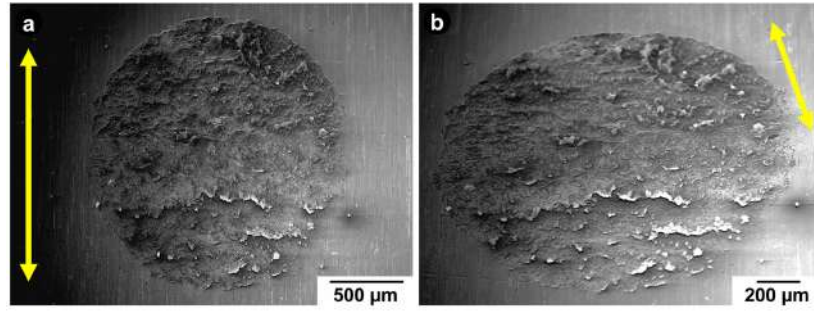


Figura 6.16: (a) Aspecto de superficie por SEM en AISI 420 con $\delta = 35 \mu\text{m}$ para $P = 10 \text{ N}$ junto a (b) detalle con la muestra inclinada a 35° .

Para todas las cargas estudiadas, $P = 5, 10$ y 20 N , se observó al inicio del ensayo un comportamiento de fricción coulombiano (C.C.) con un valor de D_R del orden del 90 % como se muestra en las Figs. 6.15(c), (f) y (i). Pero, con el avance del ensayo y la acumulación del material en el contacto, se encontró un comportamiento a la fricción no coulombiano (C.N.C.) a partir de los 10^3 ciclos, el que se mantuvo hasta finalizar el ensayo. Este tipo de comportamiento se halla ligado a la acumulación de material en el *scar*, ya sea por la formación de bordes en la zona de contacto [114] o el bloqueo entre protuberancias y depresiones generadas en el *scar* por la formación de capas compactas de *debris* [68].

En particular, con $P = 10 \text{ N}$ se presentó la liberación o eyección de las partículas (L.P.) de la zona de contacto, Fig. 6.15(f). Esto es debido a que por la disposición vertical del dispositivo de ensayos, el material desprendido puede escapar del contacto ayudado por la fuerza de gravedad, ya que la dirección de desplazamiento es coincidente con la gravedad. Como los *debris* poseen la capacidad de absorber carga [115], se produce la caída en el valor de Q observado, cuando el pistón se desplaza hacia abajo, unos instante antes de la inversión del movimiento. Similar efecto se observó para el patín de AISI 304L, Fig. 5.19(f), donde el efecto del escape de los *debris* fue mucho mayor y se observó una mayor acumulación de *debris* en la zona superior del patín, Fig. 5.21. Para el patín de AISI 304L, el efecto de L.P. se observó durante los últimos $20 \mu\text{m}$ del deslizamiento relativo, mientras que con el patín de AISI 420 este efecto se presentó solo en los últimos $8 \mu\text{m}$, por lo que no se halló una acumulación preferencial de *debris* en el *scar*, como se muestra en la Fig. 6.16.

El cambio en el régimen de *fretting* se observó al comparar el aspecto del *scar* en el TGV en las Figs. 6.15(a), (d) y (g), donde se encuentra un aumento del tamaño del mismo al pasar de $P = 5 \text{ N}$ a $P = 10 \text{ N}$. Por otro lado, al pasar de $P = 10 \text{ N}$ a $P = 20 \text{ N}$ se halló una disminución del tamaño del *scar*. Además si se siguen el cambio en los valores de D_R obtenidos de los lazos $Q - D$ para los diferentes valores de P se presentan las siguientes variaciones:

- para $P = 5 \text{ N}$ los valores de D_R obtenidos fueron de 97, 54 y 51 % para valores

de $N = 10, 10^3$ y 10^6 ciclos, respectivamente,

- con $P = 10$ N los valores de D_R obtenidos fueron de 91, 48 y 54 % para valores de $N = 10, 10^3$ y 10^6 ciclos, respectivamente,
- para $P = 20$ N los valores de D_R obtenidos fueron de 88, 19 y 22 % para valores de $N = 10, 10^3$ y 10^6 ciclos, respectivamente,

Comparando estos valores con los hallados para AISI 304L, se observa que las variaciones observadas en D_R son similares en ambos materiales. Con $P = 20$ N se puede observar que a partir de 10^3 se alcanza en el contacto una condición de *partial slip* la cual se mantiene hasta finalizar el ensayo. Además, en el caso del patín de AISI 420 la adherencia entre los materiales es mayor, razón por la cual los valores de D_R son menores que los encontrados al utilizar AISI 304L.

Los cambios en el valor de K_T y el COF durante el ensayo se presentan en la Fig. 6.17. En la Fig. 6.17(a) no se observó una disminución de K_T a lo largo del ensayo, lo cual indica, en concordancia con lo observado de los *scars*, que no se generan fisuras en el material para $\delta = 35 \mu\text{m}$, incluso durante el cambio de régimen. Se halló para $P = 20$ N un valor muy alto de K_T en el ciclo 10, pero a los 50 ciclos ya se alcanzó un valor similar al antes observado, el cual se mantiene hasta finalizar el ensayo. Esto indica que el elevado valor inicial fue originado por los fenómenos de limpieza de la capa de polución superficial que se presentan al inicio del contacto. Los valores promedios obtenidos fueron respectivamente 0,33, 0,53 y 0,79 $\text{N}\mu\text{m}^{-1}$ con valores de $P = 5, 10$ y 20 N, respectivamente. Estos son similares a los observados en PSR y MFR. así como los hallados al utilizar el patín de AISI 304L. En todos los casos, el ligero aumento observado durante ensayo desde el ciclo 50 hasta finalizar el ensayo es originado por la formación de capas compactas de tribopartículas entre ambas superficies y el aumento del área aparente de contacto.

A su vez, la Fig. 6.17(b) muestra la evolución del COF como función del número de ciclos. Se presentó la existencia de régimen transitorio durante los primeros ciclos que luego es seguido de un régimen estacionario con valores de alrededor de 1,25 para los distintos valores de P . Se observa una pequeña disminución del COF con el aumento de P , lo que se debe a las interacciones metal-metal [108]. También se halló que la transición entre estos regímenes es más gradual al incrementarse N en MFR que para GSR.

6.4.1. Capas superficiales formadas

En las Figs. 6.15(b), (e) y (h) se muestra un detalle de las capas compactas formadas sobre el TGV de I 800. Se observa en estas imágenes la formación de capas compactas que presentan un aspecto más brillante debido a que se cargan durante el barrido del

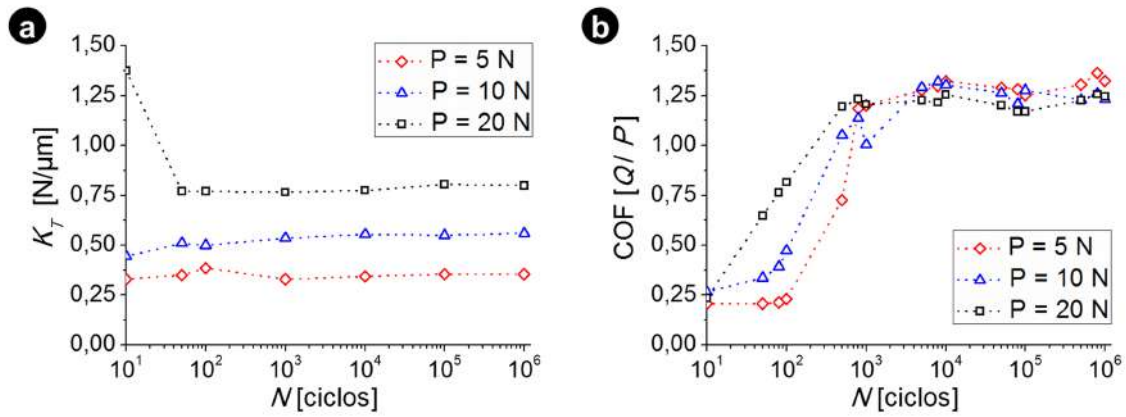


Figura 6.17: Evolución de K_T y COF durante el ensayo con $\delta = 35 \mu\text{m}$ para diferentes valores de P .

haz de electrones al tomar la imagen y además, en algunos casos, se pueden observar fisuras en las mismas debido a que son capas duras y frágiles. Estas características se asocian en general a capas del tipo CL. Esto es similar a lo observado en el patín de AISI 304L, Sección 5.4.1. Al utilizar AISI 420 con $\delta = 35 \mu\text{m}$ para los distintos valores de P estudiados se alcanzan condiciones que permiten la formación de capas del tipo CL. A continuación se analizan las características de las capas formadas sobre el patín de AISI 420.

La Fig. 6.18 muestra las características de las capas compactas formadas sobre la superficie del patín de AISI 420 para $\delta = 35 \mu\text{m}$. Se puede observar que en el centro del *scar* para los distintos valores de P , Figs. (b), (e) y (h), la formación de capas compactas es menor, debido a la curvatura del patín que lleva a una acumulación de material preferentemente en los bordes del *scar*. Por ello, en la composición elemental en el centro de patín, Regiones 4 y 5, el contenido de Fe y Cr es similar a la del material base, con un bajo contenido de Ni . En los espectros se observó además un pequeño pico de O , que indica la presencia de material oxidado. En particular, para $P = 20 \text{ N}$ se observó la existencia en la zona central de una capa del tipo TL, ya que como se muestra la composición de la Región 1, esta se corresponde con la composición elemental del I 800 y además el espectro no presentó el pico de O . Por otro lado, las características de las capas observadas en los bordes se corresponden con capas del tipo CL, capas duras que presentan fisuras y un aspecto liso, Figs. 6.18(c) e (i). Al analizar la composición elemental de las Regiones 2, 3 y 6 el espectro presentó en estas zonas un alto pico de O , con un contenido de Ni y Cr que ronda el 20 % en peso, similar al hallado en las capas compactas presentes en el patín de AISI 304L, Figs. 5.24, 5.23 y 5.25.

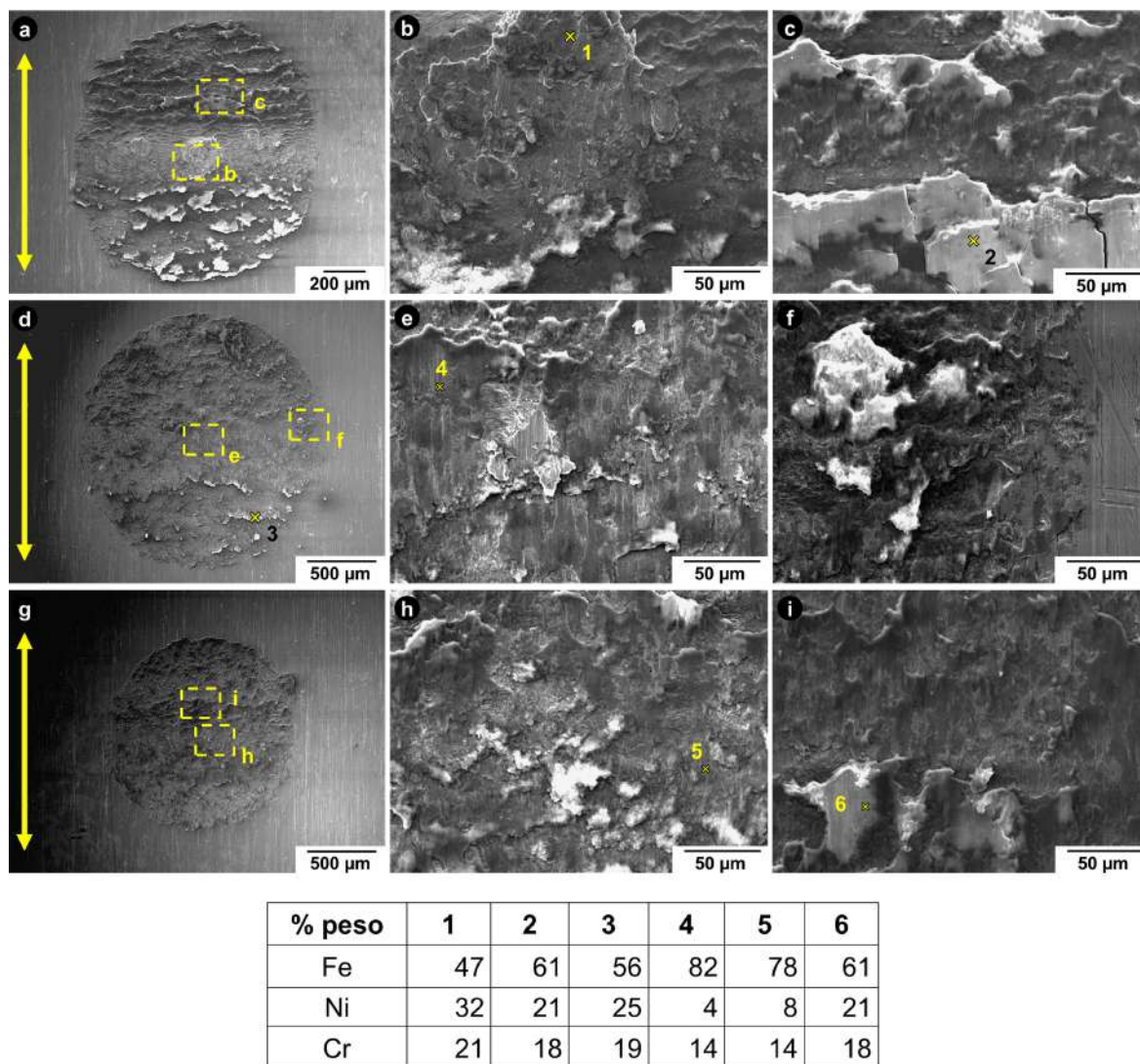


Figura 6.18: Aspecto de la zona de contacto para $\delta = 35 \mu\text{m}$ en AISI 420 para (a), (b) y (c) $P = 20 \text{ N}$, (d), (e) y (f) $P = 10 \text{ N}$ y (g), (h) y (i) $P = 5 \text{ N}$, junto al análisis composicional por EDS en las regiones marcadas en las anteriores imágenes. La doble flecha indica la dirección de deslizamiento.

6.5. Régimen GSR

Este régimen se presentó para $\delta = 50 \mu\text{m}$ con cargas $P = 10$ y 20 N y el aspecto del *scar* así como de las capas superficiales formadas en el TGV y la evolución de los $Q-D$ para diferente número de ciclos se presenta en la Fig. 6.19. Para $P = 20 \text{ N}$ se observa un comportamiento coulombiano (C.C.) en los primeros 10 ciclos, el que evoluciona a un régimen no coulombiano (C.N.C.) para los 10^3 ciclos y se mantiene hasta finalizar el ensayo. A diferencia de ello, con $P = 10 \text{ N}$, el C.N.C. se presenta desde el ciclo 10 hasta finalizar el ensayo.

Los cambios observados en los valores de D_R con $\delta = 50 \mu\text{m}$ para los diferentes valores de P fueron los siguientes:

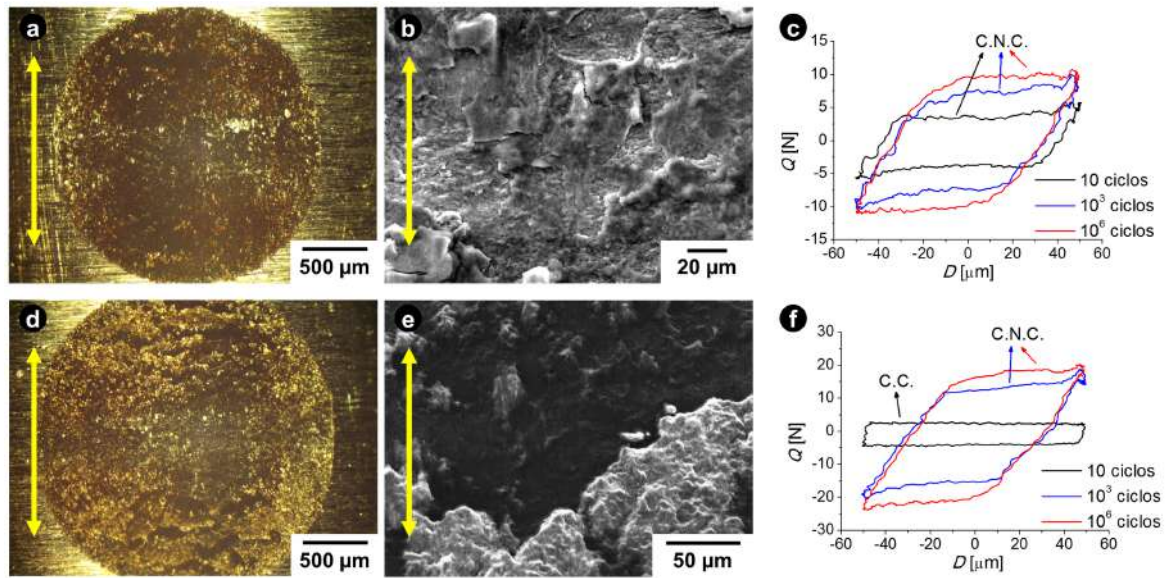


Figura 6.19: Daño por *fretting* en I 800 y detalle de las capas superficiales formadas junto a la evolución de los lazos $Q - D$ para diferentes N con $\delta = 50 \mu\text{m}$ para (a), (b), (c) $P = 10 \text{ N}$ junto a (d), (e), (f) $P = 120 \text{ N}$. La doble flecha indica la dirección de deslizamiento.

- para $P = 10 \text{ N}$, se obtuvieron desplazamientos relativos de 72 y 65 % para valores de $N = 10$ y 10^3 ciclos, respectivamente, manteniéndose este último valor hasta finalizar el ensayo con 10^6 ciclos,
- con $P = 20 \text{ N}$, se obtuvieron desplazamientos relativos de 98, 62 y 58 % para valores de $N = 10$, 10^3 y 10^6 ciclos, respectivamente.

Como se mencionó anteriormente, en GSR un aumento en el valor de P conlleva a un incremento del volumen removido, es decir, del daño por desgaste. Esto puede observarse al comparar las zonas de daño para los dos valores de P usados, Figs. 6.19(a) y (d), en las cuales se halló que un aumento en P genera un incremento del tamaño del *scar*, a diferencia de lo observado en MFR para el mismo par de materiales, Figs. 6.7(c) y (d), donde con el aumento en P disminuye el tamaño del *scar*.

En GSR el principal mecanismo de daño es la remoción de material, razón por la cual no se analiza la evolución de los valores de K_T durante el ensayo. Esta observación está respaldada por el hecho de que por SEM no se observaron fisuras en el *scar*, las que deberían orientarse en la dirección normal al desplazamiento [23]. En cambio, en las imágenes se observaron fisuras en las capas compactas de *debris*, las que están orientadas en el sentido del deslizamiento.

La evolución del COF durante los ensayos en GSR se presenta en la Fig. 6.20. Durante el mismo, al igual que en los regímenes anteriores, se presenta un transitorio el cual es seguido por un régimen estacionario con un valor de COF de 1,1 para los valores de P estudiados. En GSR, el valor del COF se corresponde con un valor de COF cinemático, es decir, uno en el cual el desplazamiento relativo se presenta en toda

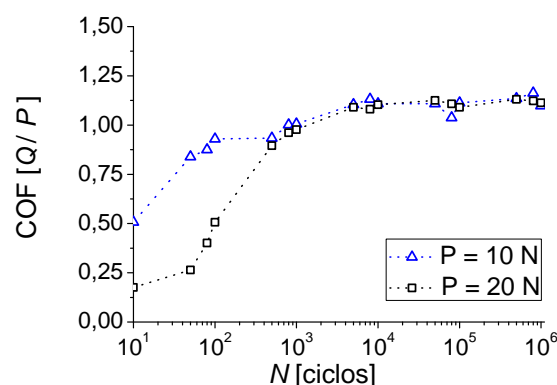


Figura 6.20: Evolución del COF durante el ensayo para diferentes condiciones de P con $\delta = 50 \mu\text{m}$ en GSR.

la superficie en contacto. Los valores hallados son originados por el comportamiento no coulombiano a la fricción y la acumulación de material en la región de contacto [69]. Si se observa la Fig. 6.20 se puede notar que para $P = 10 \text{ N}$ la evolución a los valores estacionarios es más gradual, iniciando con un valor de 0,5 a los 10 ciclos y alcanzando para 500 ciclos un comportamiento similar al hallado con $P = 20 \text{ N}$. Este hecho está relacionado con el comportamiento no coulombiano desde los primeros ciclos del ensayo.

6.5.1. Diferencias en el COF según el modo de calcularlo

Si bien, como se describe en la Sección 2.1.2, los valores de COF utilizados en este trabajo se calculan como la relación entre Q y P en base a la norma ASTM G40 [14], existen otras definiciones de COF. Entre ellas, una de las más utilizadas es una definición que se denominada COF energético COF_{ener} definido por Fouvry [15], que se calcula a partir de la Ec. 6.1,. En la misma, E_d representa la energía friccional disipada, que es determinada a partir del área encerrada por el lazo de *fretting* $Q - D$, y D_R , el desplazamiento relativo entre las superficies.

$$COF_{ener} = \frac{E_d}{4 \cdot P \cdot D_R} \quad (6.1)$$

En base a esta definición en la Fig. 6.21 se presenta la evolución del COF durante el ensayo calculado en base a la definición ASTM y utilizando la Ec. 6.1. Se puede observar que, si bien los valores obtenidos por definiciones energéticas son algo menores que los obtenidos según la norma ASTM G40, el comportamiento es similar con un régimen transitorio inicial el cual evoluciona a un estado estacionario, presentando ambos valores de COF la misma evolución a igual número de ciclos. En virtud de que los valores de COF son usualmente utilizados para la comparación de pares de materiales, establecer el modo en que se calculan dichos valores es importante. Sin embargo, desde el punto

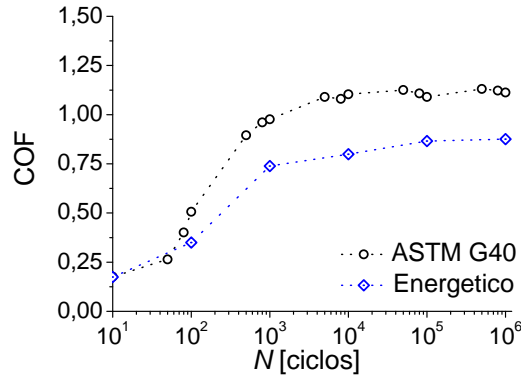


Figura 6.21: Comparación entre el COF definido calculado según la norma ASTM G40 [14] y por criterios energéticos para el par I 800/AISI 420 para $\delta = 50 \mu\text{m}$ con $P = 20 \text{ N}$.

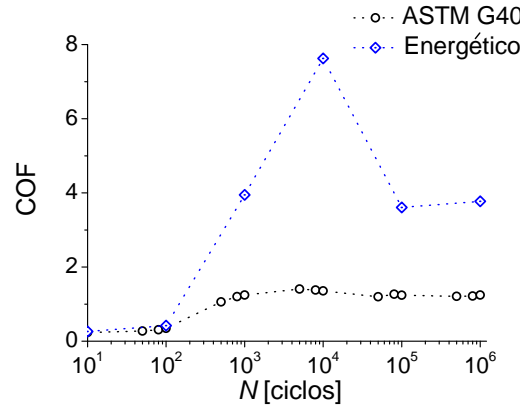


Figura 6.22: Comparación entre el COF definido calculado según la norma ASTM G40 [14] y por criterios energéticos para el par I 800/AISI 420 con $\delta = 25 \mu\text{m}$ con $P = 10 \text{ N}$.

de vista de los procesos que tienen lugar en el contacto, ambas definiciones del COF presentan las mismas variaciones, por lo que es más ventajoso utilizar el valor Q/P debido a que esta definido por norma y es más sencillo de calcular.

Si bien en esta Sección se analiza el régimen GSR para el par I 800/AISI 420, si se realiza la misma comparación de los valores de COF según ASTM [14] y según modelos energéticos [15], para el régimen MFR con $\delta = 25 \mu\text{m}$ con $P = 10 \text{ N}$, se observa nuevamente la misma tendencia, como se presenta en la Fig. 6.22. En este último caso, debido a que los valores de D_R son menores por la condición de *partial slip* en el contacto, los valores del COF energético son mayores que los calculados según norma ASTM pero, nuevamente, el comportamiento durante el ensayo es el mismo, no brindando el modelo energético más información que el valor según norma.

6.5.2. Capas superficiales formadas

En las Figs. 6.19(b), (e) y (h) se presentan las capas compactas formadas en el TGV de I 800, observadas por SEM, donde las fisuras presentes y la carga electrostática de

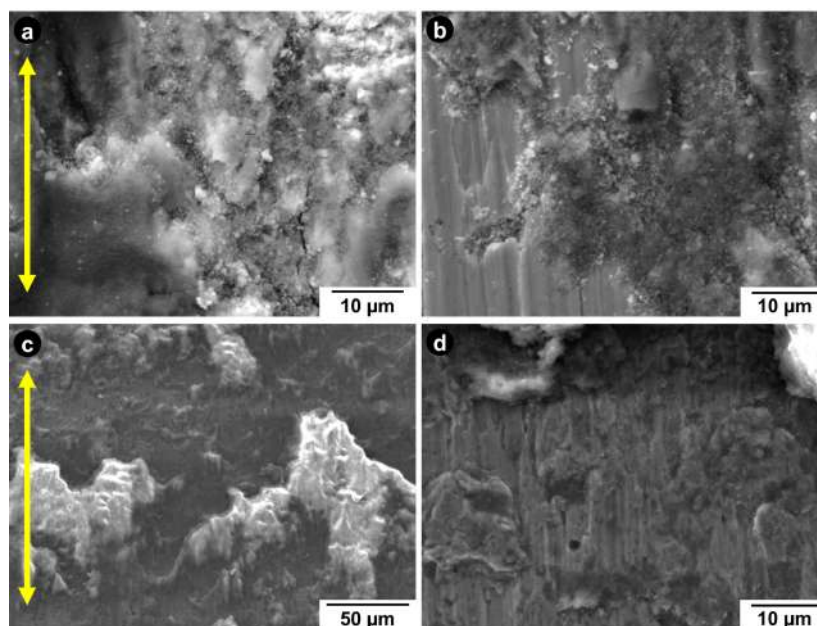


Figura 6.23: Características de las capas compactas dentro del *scar* en AISI 420 observadas por SEM para $\delta = 50 \mu\text{m}$ con (a), (b) $P = 10 \text{ N}$ y (c), (d) $P = 20 \text{ N}$. La doble flecha indica la dirección de deslizamiento.

las capas producida por el haz de electrones, indican que se corresponden con capas del tipo CL. Similares capas de *debris* fueron observadas en este régimen con el patín de AISI 304L, como se puede observar en las Figs. 5.26(b), (e) y (h).

A su vez, la Fig. 6.23 presenta el aspecto de las capas superficiales formadas. En las Figs. 6.23(a) y (c) se puede observar capas del tipo CL en el patín. Por otro lado, en la Fig. 6.23(b) se presenta el borde del *scar* con $P = 10 \text{ N}$, donde se halló que en los bordes del mismo existen *debris* sin compactar, pero que presentan una fuerte adherencia al patín debido a que no se han desprendido luego del proceso de limpiado de la muestra con ultrasonido. A su vez, en la Fig. 6.23(d) se presenta una región en el centro del *scar* con $P = 10 \text{ N}$, entre dos capas compactas, en la cual se pueden observar ranuras en el sentido del deslizamiento, que indican la existencia de procesos de abrasión por un tercer cuerpo, causada por los *debris* sueltos y retenidos en el contacto.

6.5.3. Estudio del material desprendido

La Fig. 6.24 presenta el aspecto de los *debris* desprendidos para $\delta = 50 \mu\text{m}$ con $P = 10 \text{ N}$ observado por SEM y TEM. El análisis por SEM de los *debris*, Figs. 6.24(a) y (b), demostró que, al igual que con los patines de otros materiales antes estudiados, se encuentran formados por partículas con una amplia dispersión de tamaños y cuya composición es similar a la que presentan las capas del tipo CL de los ensayos anteriores en un régimen GSR, Fig. 6.18. En el espectro EDS se observó un alto pico de *O* y una composición de *Fe*, *Ni* y *Cr* intermedia entre la de los materiales en contacto. Por

otro lado, durante el análisis por TEM de las partículas menores, se halló utilizando las técnicas de BF/DF, Figs. 6.25(d) y (e), que estas partículas en realidad están compuestas por cristales de algunas decenas de nanómetros, y que presentan una composición similar a lo observado por SEM, con un contenido mayor de *Ni* y un poco menor de *Cr*. Sin embargo, como se demostró en la Sección 4.1.3 para *debris* desprendidos del par I 800/AISI 304L, los mismos presentan una composición inhomogénea, indicando la formación de estructuras no estequiométricas. Estudios recientes del daño por *fretting* en ensayos de agua para el par I 690/AISI 304 [130] han demostrado mediante técnicas de corte por FIB que las capas compactas formadas en el *scar* están formadas por una combinación de óxidos, en este caso Fe_3O_4 y Cr_2O_3 .

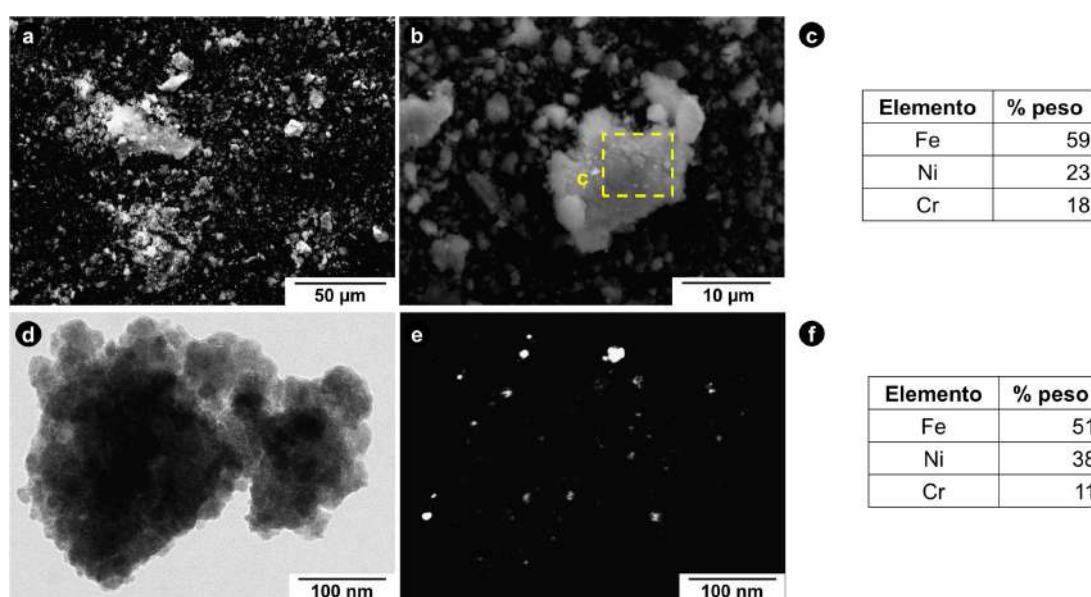


Figura 6.24: *Debris* desprendidos para $\delta = 50 \mu\text{m}$ y $P = 10 \text{ N}$ analizados por (a), (b), (c) SEM y (d), (e), (f) TEM.

En la Fig. 6.25 se presenta el aspecto de *debris* desprendidos con $\delta = 50 \mu\text{m}$ para los valores de P estudiados. Mediante HRTEM se puede observar que los *debris* mayores son en realidad conglomerados de partícula cristalina con tamaños comprendidos entre los 5 y 20 nm.

El análisis de los EDP permitió establecer que la fase predominante en los *debris* desprendidos en GSR bajo las distintas condiciones de P y δ es una espinela no estequiométrica que puede ser formulada como $(Ni, Fe)(Fe, Cr)_2O_4$. En la Fig. 6.26 se indica la indexación de los anillos en los EDPs.

La misma estructura del tipo espinela se halló para el par I 800/AISI 304L, Sección 5.5.2. Sin embargo, para el par I 800/AISI 1060, Sección 4.2.4, se observó la formación de un estructura del tipo hematita $(Fe, Cr)_2O_3$. Tanto el AISI 1060 como el AISI 420 son materiales que no contienen *Ni* en su composición. En la siguiente sección se discute por qué en ambos patines que no poseen *Ni* en su estructura presentan diferentes fases

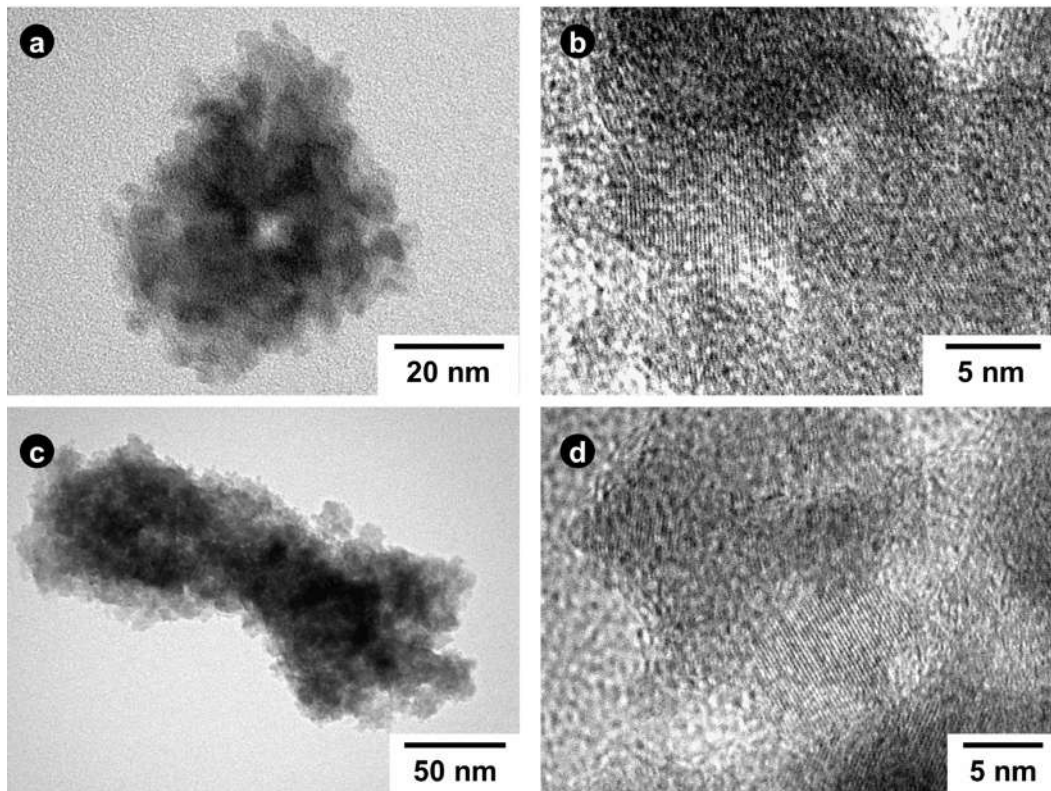


Figura 6.25: *Debris* observados por TEM para $\delta = 50 \mu\text{m}$ con (a), (b) $P = 10 \text{ N}$ y (c), (d) $P = 20 \text{ N}$.

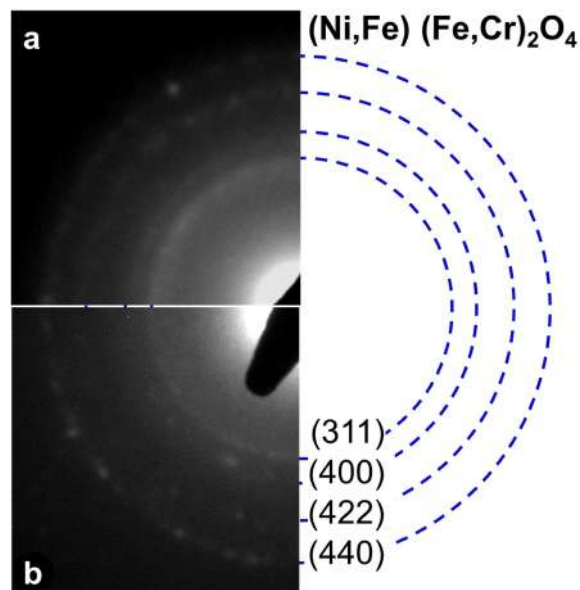


Figura 6.26: EDP de los *debris* obtenidos en el par I 800/AISI 420 e indexación de los anillos para $\delta = 50 \mu\text{m}$ con (a) $P = 10 \text{ N}$ y (b) $P = 20 \text{ N}$.

cristalinas predominantes en los *debris*.

6.5.4. Diferencias entre los *debris* encontrados al utilizar AISI 1060, AISI 304L y AISI 420

Para entender las posibles diferencias entre los *debris* formados en patines de acero, primero se deben definir las características microestructurales de cada uno de ellos.

El AISI 1060 es un acero de baja aleación con un contenido medio de carbono, hipoeutectoide, que se utiliza templado al aire o en aceite. Su estructura esta compuesta de perlita y ferrita. La ferrita o hierro α es una de las estructuras cristalinas del Fe que posee una estructura cúbica centrada en el cuerpo o BCC (*body centered cubic*). A su vez, se denomina perlita a la microestructura formada por capas o láminas alternadas de hierro α y cementita, Fe_3C , formada durante el enfriamiento lento de un acero a temperatura eutectoide.

El AISI 304L es uno de los aceros inoxidable austeníticos, que son básicamente aleaciones ternarias de $Fe - Cr - Ni$. Este acero se denomina austenítico porque está compuesto por cristales de austenita o hierro γ , que es una de las fases cristalinas del Fe que posee una estructura cúbica centrada en las caras o FCC (*face centered cubic*), para todas las temperaturas convencionalmente utilizadas en un tratamiento térmico. Para que esta estructura pueda estabilizarse a temperatura ambiente, se necesita un aleante apropiado que en este caso es el Ni . Como el Ni posee una estructura cristalina FCC, su presencia en este acero le permite retener la estructura FCC a temperatura ambiente. Por otro lado, el Cr le confiere su propiedad de inoxidable al formar una capa pasivante de óxido. La letra L en este acero indica que tiene un bajo contenido de C .

El AISI 420 pertenece a los aceros inoxidable ferríticos, que son esencialmente aleaciones binarias $Fe - Cr$ y se denominan ferríticos porque su estructura se corresponde con la de la ferrita o hierro α . Debido a que el Cr presenta una estructura cristalina BCC al igual que la ferrita, su presencia en el material extiende la región de fase α , suprimiendo la región de fase γ . Como posee un contenido de Cr superior al 12 %, la fase estable a alta temperatura es una solución sólida de Cr en hierro α que se retiene enfriando desde altas temperaturas.

Se puede notar de la descripción anterior que tanto el AISI 1060 como el AISI 420 poseen una estructura conformada por una matriz de ferrita, de estructura BCC. Luego, la estructura cristalina no puede explicar la diferencia observada en los *debris* encontrados

Al realizar una búsqueda bibliográfica, se encuentran muy pocos trabajos sobre la corrosión en aire de aceros de la serie 400. Sin embargo, existe un trabajo reciente de la Sociedad Japonesa de Aceros [131] en el cual se estudian las propiedades de la

oxidación de un acero al carbono y un acero con Cr en aire y vapor de agua a $1000^\circ C$. Para ello se estudiaron un acero AISI 5120, que posee en su composición como mayor aleante un 1,16 % Cr en peso, y un acero al carbono AISI 1025. La secuencia de óxidos formada desde la superficie al metal base es: Fe_2O_3 , Fe_3O_4 y FeO . En el caso del AISI 5120 se presentó, además, una última capa de una estructura espinela $FeCr_2O_4$ entre los anteriores óxidos y el metal base. Si bien, en el trabajo no hablan de las razones de la formación de la espinela $FeCr_2O_4$, es posible observar que porcentajes bajos de Cr llevan a la formación de espinelas, donde los iones de Fe^{2+} ocupan sitios tetraédricos en la estructura.

Teniendo en cuenta esto, la presencia de estructuras espinelas complejas tanto al utilizar el patín de AISI 304L como AISI 420, a diferencia de lo observado para AISI 1060, se puede explicar por la presencia de Cr , el cual podría estabilizar estas estructuras.

6.6. Evolución del daño por *fretting* y determinación de los MRFM

El mapa MRFM para el par I 800/AISI 420 obtenido de los ensayos es presentado en la Fig 6.27. Similar a lo observado al utilizar un patín de AISI 304L, con AISI 420 el mapa MRFM solo presenta dos regiones, una sin daño y otra de daño por desgaste, estando ausente la región de formación de fisuras, incluso para condiciones de MFR [123]. Esto fue confirmado tanto por las observaciones SEM de las superficies en contacto así como por la evolución del parámetro K_T durante el ensayo, como se presentó en las Figs. 6.4(a), 6.10 y 6.17(a).

Esto puede explicarse considerando las cargas de contacto P estudiadas en esta tesis, las cuales no superan la presión crítica necesaria para la iniciación temprana de fisuras. La presión crítica se determina, en general, utilizando un criterio de fatiga multiaxial de Dang Van [132].

Como en los pares I 800/AISI 304L e I 800/AISI 420 predomina un mecanismo de desgaste abrasivo, es decir, poseen el mismo mecanismo principal de degradación, se utilizará el coeficiente K propuesto por Archard para comparar ambos pares de materiales. Cabe recordar que, en base a los resultados presentados en la Sección 4.2.3, esto no sería adecuado si el mecanismo de degradación fuera distinto en ambos pares.

6.6.1. Región sin daño

La región sin daño se presentó tanto en el régimen PSR como en MFR para valores de desplazamiento de $\delta = 5\ \mu m$ y $\delta = 10\ \mu m$, a distintos valores de P .

Bajo un régimen PSR, las superficies no pudieron ser analizadas por OP debido

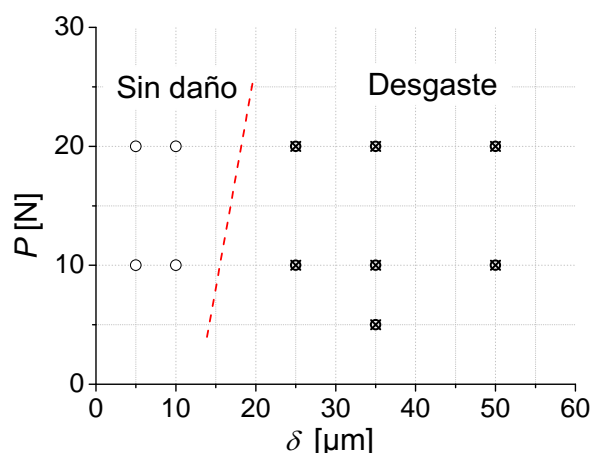


Figura 6.27: MRFM para el par I 800/AISI 420.

a que las características asociadas al daño, como por ejemplo el aplastamiento de las marcas de maquinado, no podían distinguirse de los efectos propios de la rugosidad de las superficies. Por esta razón se estudiaron los *scars* mediante técnicas de microscopía SEM y LM, como se presentó en la Fig. 6.5.

En MFR para $\delta = 10 \mu\text{m}$ en el patín de AISI 420, a diferencia de lo observado en AISI 304L, no se halló la formación de capas del tipo TL, sino que se observaron ranuras en el material. Las Figs. 6.28 y 6.29 presentan los *scars* y perfiles de profundidad para cargas $P = 10$ y 20 N , respectivamente. Se puede observar que tanto en los perfiles obtenidos en la dirección de desplazamiento como normal a la misma, la profundidad de los defectos inducidos por *fretting* son del orden de las marcas de fabricación de las superficies. Se observó un ligero aumento de la profundidad de los defectos por *fretting* al disminuir el valor P . Esto se condice con el hecho, de que en condiciones de *partial slip*, un aumento en P conlleva a un aumento de la adherencia entre las superficies, disminuyendo la magnitud del daño por *fretting*.

6.6.2. Región de daño por desgaste

Para el par I 800/AISI 420, para los valores de P comprendidos entre los 5 y 20 N, una vez que se supera un valor de $\delta = 10 \mu\text{m}$, se llega en el mapa MFRM a una región de daño por desgaste. La Fig. 6.30 presenta los cambios en la topografía y los perfiles de profundidad en el centro del *scar* para el TGV de I 800 bajo $P = 10 \text{ N}$ y con distintos valores de δ .

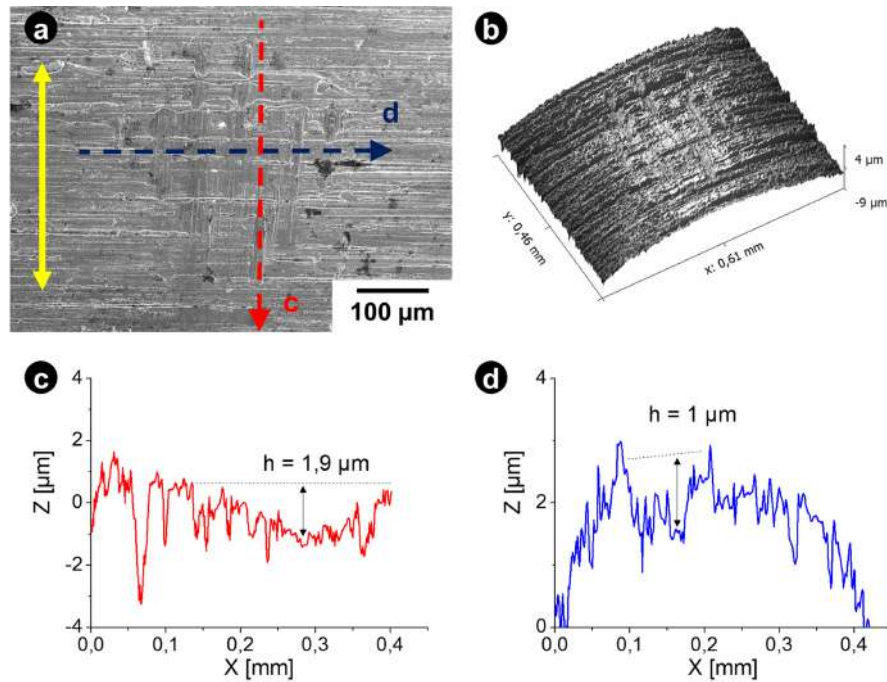


Figura 6.28: Aspecto de la zona de contacto para $P = 10\text{ N}$ y $\delta = 10\text{ }\mu\text{m}$ en AISI 420 (a) observado por SEM, (b) topografía por OP, (c) y (d) perfiles de profundidad marcados en en (a) La doble flecha indica la dirección de deslizamiento.

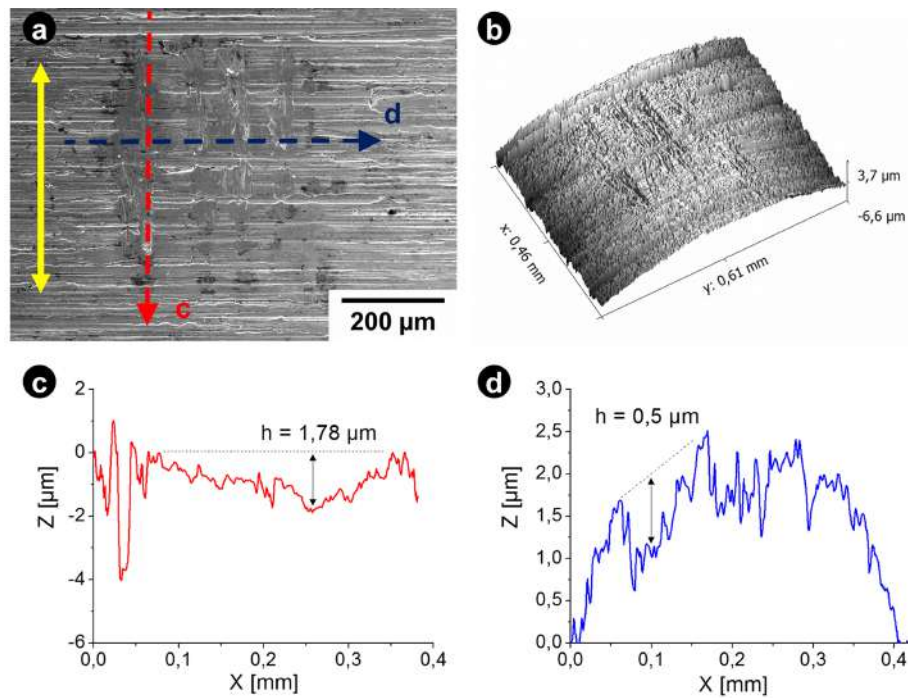


Figura 6.29: Aspecto de la zona de contacto para $P = 20\text{ N}$ y $\delta = 10\text{ }\mu\text{m}$ en AISI 420 (a) observado por SEM, (b) topografía por OP, (c) y (d) perfiles de profundidad marcados en (a) La doble flecha indica la dirección de deslizamiento.

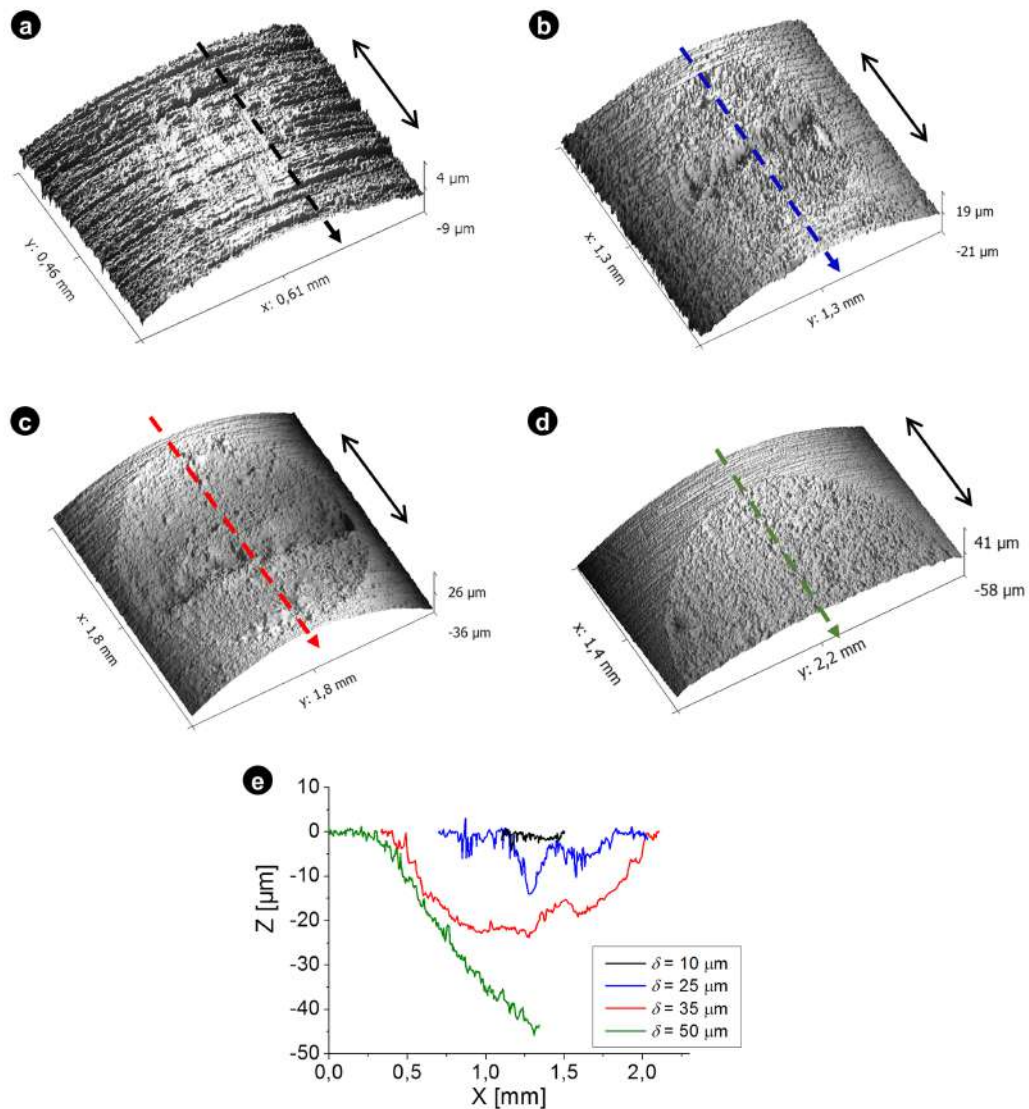


Figura 6.30: Topografía de la zona de contacto con $P = 10\text{ N}$ para (a) $\delta = 10\text{ }\mu\text{m}$, (b) $\delta = 25\text{ }\mu\text{m}$, (c) $\delta = 35\text{ }\mu\text{m}$, (d) $\delta = 50\text{ }\mu\text{m}$ y (e) comparación de los perfiles de profundidad para diferentes δ . La doble flecha indica la dirección de deslizamiento.

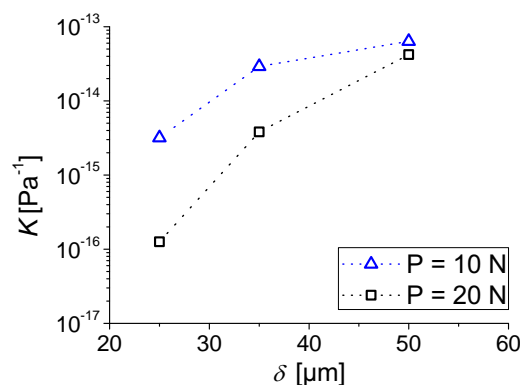
El cambio en la respuesta del material se puede observar al comparar las Figs. 6.30(a) y (b) y los perfiles centrales presentados en la Fig. 6.30(e). Al pasar de $\delta = 10\text{ }\mu\text{m}$ a $\delta = 25\text{ }\mu\text{m}$, el valor de máxima profundidad del *scar* se incrementa fuertemente, pasando de valores del orden de los $2\text{ }\mu\text{m}$, Fig. 6.28, a una profundidad máxima del *scar* de $13\text{ }\mu\text{m}$. A partir de este último valor de δ , los incrementos progresivos en el desplazamiento impuesto llevan a un aumento del diámetro del *scar*, a igual valor de P . En particular, con $\delta = 50\text{ }\mu\text{m}$ se presenta el perfil de profundidades de la mitad del *scar* debido a que por el tamaño de la zona estudiada y las características del equipo de OP, no es posible estudiar en una sola imagen el área de daño completa.

Luego, en base a los volúmenes removidos determinados por OP, se determinaron los coeficientes de desgaste K para las distintas condiciones de P y δ , los cuales se presentan en la Tabla 6.1.

Tabla 6.1: Valores del coeficiente K para las diferentes combinaciones de P y δ utilizadas en el par I 800/AISI 420.

$K[\text{Pa}^{-1}]$	$P = 5 \text{ N}$	$P = 10 \text{ N}$	$P = 20 \text{ N}$
$\delta = 25 \mu\text{m}$	-	$3,18 \times 10^{-15}$	$0,12 \times 10^{-15}$
$\delta = 35 \mu\text{m}$	14×10^{-15}	29×10^{-15}	$3,8 \times 10^{-15}$
$\delta = 50 \mu\text{m}$	-	63×10^{-15}	42×10^{-15}

Al comparar la evolución de K con P constante se halló un aumento progresivo K al incrementarse δ , como se presenta en la Fig. 6.31. Se puede notar que, a diferencia de lo observado al utilizar AISI 304L, Fig. 5.35, en este caso, el valor de K es mayor al disminuir P para todos los valores de δ . Este efecto pareciera contrario a lo observado por Vingsbo y Söderberg [2], donde bajo condiciones de contacto de *gross slip*, un aumento en P produce un incremento del desgaste. En la Fig. 6.32 se gráfica el volumen total removido V (equivalente a la suma del volumen removido en el patín y el TGV) en función de δ . Allí se puede observar que, bajo un régimen GSR, V aumenta con un incremento en P , mientras que disminuye bajo el mismo efecto en MFR. La disminución en K por un aumento en P observada para $\delta = 50 \mu\text{m}$ entonces no está ligado a una disminución de V . De acuerdo a la fórmula para calcular K , según la Ec. 4.1, el aumento en P , que se encuentra en el denominador de la ecuación, es mayor que el incremento en V , generando una reducción del valor de K ante un cambio en P de 10 a 20 N.

**Figura 6.31:** Evolución del coeficiente de desgaste K para diferentes valores de δ y P .

Al igual que para el par I 800/AISI 304L, en AISI 420 se estudió un caso particular para $\delta = 35 \mu\text{m}$ y $P = 5 \text{ N}$ con el fin de analizar los cambios en K ante los distintos regímenes de *fretting*. La Fig. 6.33 presenta la variación de K como función de P para los materiales del patín. Para ambos patines, AISI 304L y AISI 420, se observó un aumento en K al aumentar P de 5 a 10 N debido a que el sistema presenta un régimen GSR, aumentando el desgaste. Por otro lado, al incrementar P de 10 a 20 N, el desgaste y el valor de K disminuye debido a que se pasa a un régimen MFR, en el cual el valor del desplazamiento relativo es menor al 25 % [29].

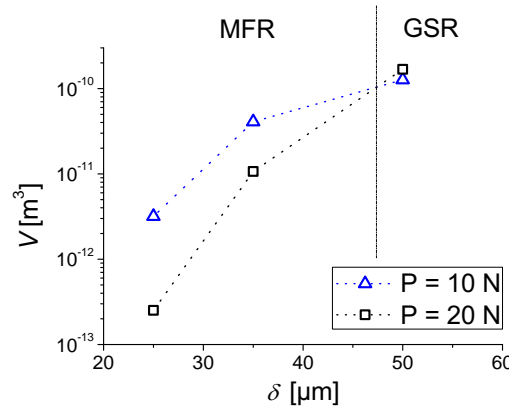


Figura 6.32: Evolución del volumen total removido V para diferentes valores de δ y P .

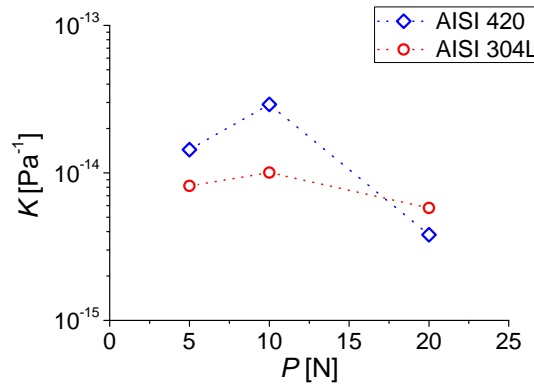


Figura 6.33: Evolución de K con $\delta = 35 \mu\text{m}$ para diferentes valores de P y distintos materiales del patín.

6.6.3. Diferencias entre el desgaste en los pares I 800/AISI 304L e I 800/AISI 420

La comparación de los valores de K para los pares I 800/AISI 304L e I 800/AISI 420 como función de δ para $P = 10$ N se presenta en la Fig. 6.34. Se puede observar que los valores de K son menores para el patín de AISI 304L en comparación con los del patín de AISI 420, para todos los valores de δ estudiados. Esto indica que el par, al utilizar un patín de AISI 420 presenta un mayor desgaste que con AISI 304L para las mismas condiciones de carga y desplazamiento.

Si bien, como se mencionó en la Sección 4.1.1, el coeficiente de desgaste K tiene una incerteza asociada a los errores en el volumen removido ΔV , la carga normal ΔP y la amplitud de deslizamiento $\Delta \delta$ [127], la misma es menor a las diferencias observadas, como se detalla a continuación. De la Ec. 4.1 y con la utilización de la teoría de errores se puede determinar la incerteza en K a partir de la Ec. 6.2. Para los ensayos utilizados, una estimación de la incerteza en la carga normal debido a variaciones en la altura del patín o la distancia al punto de empotramiento pueden llevar a un

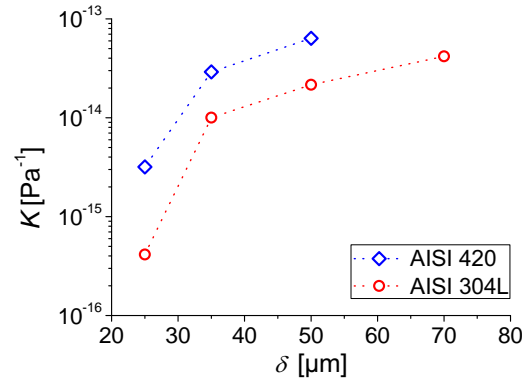


Figura 6.34: Diferencias en los coeficientes de desgaste K para $P = 10$ N ante diferentes valores de δ y P con patines de AISI 304L y AISI 420.

valor máximo de $\Delta P = 2$ N, mientras que los valores de incerteza en δ están ligados a los errores de posicionamiento del pistón de la máquina de ensayos, lo que para las características de los ensayos utilizados están limitados a $\Delta\delta = 2$ μm. Por otro lado, para las condiciones de ensayos de *fretting* según la norma ASTM G204 [45], en la tesis de Maestría de Claramonte [41] se determinó una incerteza en el volumen removido de $\Delta V = 0,2 \times 10^{-12}$ m³ en base a diversas mediciones de volúmenes utilizando el equipo Wyko NTC1100. En base a estos valores, para ensayos de *fretting* según ASTM G204 [45], la incerteza en K es de $\Delta K = 5 \times 10^{-15}$ Pa⁻¹ para AISI 304L y de $\Delta K = 15 \times 10^{-15}$ Pa⁻¹ para AISI 420.

Los valores de K para las condiciones de la norma ASTM G204 son de 21×10^{-15} Pa⁻¹ al utilizar un patín de AISI 304L y de 63×10^{-15} Pa⁻¹ para AISI 420. Por lo tanto, la diferencia en los valores de K es mayor a los errores en las mediciones realizadas y es propia del fenómeno de *fretting*.

$$\Delta K = \frac{\Delta V}{4 \cdot P \cdot \delta \cdot N} - \frac{V \cdot \Delta P}{4 \cdot P^2 \cdot \delta \cdot N} - \frac{V \cdot \Delta \delta}{4 \cdot P \cdot \delta^2 \cdot N} \quad (6.2)$$

Por otro lado, si se utiliza otra variable del daño por *fretting*, como ser la máxima profundidad de material removido en el TGV, h_{TGV} , se puede notar que con $P = 10$ N para los diferentes valores de δ en todos los casos las profundidades obtenidas son mayores en AISI 420 respecto a AISI 304L como se halla al comparar las Figs. 5.34 y 6.30.

Si bien existen diferencias de composición y de estructura entre los aceros AISI 420 y AISI 304L, presentadas en la Sección 6.5.4, los mecanismos de desgaste presentes, así como los regímenes, son los mismos para las diferentes condiciones de carga y desplazamiento analizados en ambos aceros. Por ello, el aumento del daño debido a FW para el patín AISI 420 respecto al de AISI 304L, puede estar relacionado fundamentalmente a dos parámetros: la microestructura y la dureza.

Materiales con mayor dureza parecen presentar una mayor resistencia al desgaste,

sobre todo, al desgaste abrasivo, por la naturaleza del mecanismo. Recordemos que, en el desgaste abrasivo, una superficie más dura raya y desprende material de la superficie más blanda [17]. De hecho, recordando la definición inicial del coeficiente de desgaste propuesto por Archard k , Ec. 2.3, la dureza es la única propiedad de los materiales que parece explícitamente relacionada de manera inversamente proporcional con el volumen removido, siendo las demás variables del material integradas dentro del valor de k . Teniendo en cuenta esto, es de mencionar que de acuerdo a lo informado por los fabricantes en la Tabla 3.4, la dureza del patín de AISI 420 es menor que la de AISI 304L. Por otro lado, como se analiza en la Sección 4.2.3, la dureza puede no ser un parámetro que determine cuál material sufre más daño frente al desgaste, debido a los posibles cambios en el mecanismo de desgaste. Sin embargo, al comparar los aceros AISI 420 y AISI 304L, los cuales presentan el mismo mecanismo de desgaste abrasivo y donde las capas superficiales formadas así como los regímenes de *fretting* son los mismos, la dureza puede tener un rol importante, lo que determinaría que el par I 800/AISI 420 presente mayores valores de volumen removido y un K mayor a iguales condiciones de carga y desplazamiento que el par I 800/AISI 304L.

En lo que respecta a la estructura cristalina de los materiales, las relaciones no son sencillas y no solamente las fases cristalinas presentes en el material son importantes, sino que también la presencia de carburos o incluso el tamaño de grano tienen influencia en el desgaste de los materiales. En particular, para I 600 se demostró que un aumento en la cantidad de carburos precipitados lleva a un incremento del COF y del volumen removido [133]. En este caso, bajo una deformación plástica tangencial a la superficie, los carburos precipitados acelerarían la formación de microfisuras, aumentando el desgaste por delaminación. A su vez, también en I 600 [84] se halló que un incremento en el tamaño del grano puede llevar a un aumento del volumen removido, lo cual se relaciona con una disminución del límite elástico. En este sentido, se observa que la relación entre las microestructuras presentes en AISI 304L como en AISI 420 no es fácil de establecer, ya que existen muchos mecanismos que pueden actuar simultáneamente.

6.7. Conclusiones parciales

En este capítulo se presentaron los mapas de *fretting* para el par I 800/AISI 420, de los cuales no existía ninguna referencia previa en la literatura. A su vez, se comparan los resultados hallados con los ya presentados para el par I 800/AISI 304L bajo valores P y δ que se presentan durante el funcionamiento normal de un GV nuclear. En particular, las conclusiones de este capítulo son:

- En el mapa RCFM se hallaron presentes los tres regímenes de *fretting*: PSR, MFR y GSR. El mismo fue igual al obtenido para el par I 800/AISI 304.

- Durante el régimen PSR, el daño en el contacto se limitó al aplastamiento de las marcas de fabricación de las superficies y la presencia del fenómeno de falso pulido, que facilitó la observación del *scar* por LM.
- Al alcanzar un régimen de MFR el daño fue apreciable, y se evidenció la formación de capas compactas de óxidos del tipo TL y MML. Al igual que para el patín de AISI 304L, bajo este régimen se pueden presentar tanto fenómenos de fisuración, desgaste o ambos simultáneamente y el mecanismo de daño principal fue la remoción de material de las superficies en contacto. En estas condiciones, un incremento en P conlleva a un aumento de la adherencia entre las superficies, disminuyendo el daño por desgaste.
- Bajo condiciones de GSR, se observó la formación de capas del tipo CL y el comportamiento del sistema mostró que un aumento en P lleva a un incremento del material removido y del desgaste. En GSR se observó la formación de capas compactas del tipo CL. Los *debris* hallados para este par en este régimen, al igual que para los pares anteriores de materiales, estaba compuesto por partículas de tamaños grandes que eran aglomerados de nanopartículas con tamaños comprendidos entre 5 y 20 nm con una estructura del tipo espinela que puede ser formulada como $(Ni, Fe)(Fe, Cr)_2O_4$.
- En base a los cambios entre los regímenes, se determinó el mapa MFRM del par I 800/AISI 304L, el cual presenta dos regiones, una sin daño y otra de daño por desgaste, a valores de P y δ iguales a los encontrados para el par I 800/AISI 304L. Sin embargo, los volúmenes removidos y, por lo tanto, los valores de coeficientes de desgaste K hallados fueron mayores al utilizar un patín de AISI 420 respecto a uno de AISI 304L. Esto podría estar ligado a la dureza superficial del material.
- Debido a que el mecanismo principal de desgaste en AISI 304L como en AISI 420 es el mismo, desgaste abrasivo, y las características de las capas formadas y los *debris* desprendidos no se modifica, la menor dureza del AISI 420 podría ser la responsable un aumento del volumen removido en el par I 800/AISI 420.

Capítulo 7

Efectos de otras variables en el daño por *fretting* de TGVs y estimación de la vida útil del componente

En este capítulo se presentan los resultados del estudio de otras variables de que depende el fenómeno de *fretting*. Primero, se estudia la repetitividad de los ensayos con el dispositivo utilizado comparando estudios bajo condiciones de contacto de *partial slip*. Luego, se estudia los efectos ambientales sobre el daño por *fretting* al comparar los resultados de ensayos realizados a temperatura ambiente en agua y en aire. También se analizan las diferencias al utilizar TGVs de distinta composición química, comparando ensayos en I 800 e I 690, y a la vez los cambios en el daño bajo diferente número de ciclos para distintos regímenes. Finalmente, teniendo en cuenta todos los resultados obtenidos, se estima el tiempo de vida útil de los TGVs.

7.1. Repetitividad de los ensayos

Como ya se menciona en la Sección 5.6.3, existen variaciones en los resultados obtenidos que están relacionadas con variables propias del dispositivo de ensayos, tales como la elasticidad del actuador y la cadena cinemática de transmisión de movimientos [127]. Por este motivo, los ensayos interlaboratorio bajo la norma ASTM G204 [128] han presentado grandes variaciones, pero dentro de un mismo laboratorio, utilizando un único dispositivo de ensayo, los resultados presentan una alta repetitividad.

Para verificar la repetitividad de los estudios al utilizar el dispositivo de fleje elástico para la aplicación de la carga normal, se repitieron ensayos para distintas condiciones y se compararon los resultados. Se utilizó el dispositivo de ensayos de la Fig. 3.8.

En el régimen GSR, debido a que la condición de contacto adquirida durante los primeros ciclos se mantiene hasta finalizar el ensayo, al igual que en PSR, es poco

posible que se presenten variaciones en los parámetros determinados y los fenómenos de daño presentes, asociadas al dispositivo de ensayo. En cambio, durante el régimen de MFR, donde tenemos condiciones de contacto cambiantes, con superficies que presentan una condición de *partial slip*, es decir, con regiones que deslizan y otras que se mantienen adheridas, los efectos del dispositivo de ensayos pueden tener una mayor influencia en los resultados.

Por ello, en esta sección se comparan los resultados obtenidos para el par I 800/AISI 304L bajo un régimen de MFR para $\delta = 10 \mu\text{m}$ y $\delta = 25 \mu\text{m}$ bajo una carga normal de $P = 10 \text{ N}$, ya que el cambio en δ para estas condiciones, a P constante, mostró grandes cambios en el *scar* obtenido, tanto para el par I 800/AISI 304L, Fig. 5.9, como para I 800/AISI 420, Fig. 6.7.

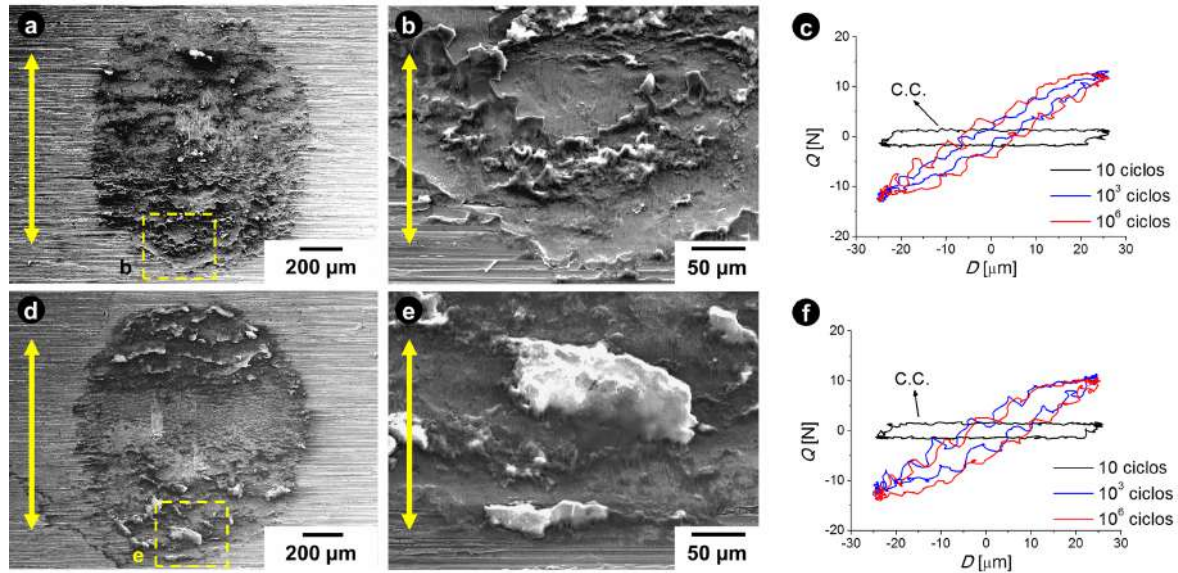


Figura 7.1: Daño por *fretting* en I 800 y detalle de las capas superficiales formadas junto a la evolución de los lazos $Q - D$ para diferentes N en ensayos con $\delta = 25 \mu\text{m}$ y $P = 10 \text{ N}$ para (a), (b), (c) ensayo 1 y (d), (e), (f) ensayo 2. La doble flecha indica la dirección de deslizamiento.

La Fig. 7.1 presenta el aspecto del *scar*, junto al detalle de las capas superficiales formadas y la evolución de los lazos $Q - D$ para dos ensayos con $\delta = 25 \mu\text{m}$ y $P = 10 \text{ N}$. Se puede observar que la forma de los *scars* es ligeramente distinta, encontrándose más ovalada la observada en la Fig. 7.1(a) respecto a las de la Fig. 7.1(d). Por otro lado, las características de las capas superficiales formadas son muy similares, con el aspecto de capas del tipo MML, como ya se caracterizó en la Sección 5.3.2, Figs. 5.16 (a) y (c). En lo que se refiere a la cinemática del contacto, se puede observar que la evolución de los lazos $Q - D$ es la misma a lo largo del ensayo, con características de *gross slip* y comportamiento coulombiano (C.C.) para los primeros 10 ciclos, evolucionando a una condición de *partial slip* a los 10^3 ciclos, la cual se mantiene hasta finalizar el ensayo, a los 10^6 ciclos. Las variaciones observadas en los valores de D_R entre ambos ensayos son del orden de unos $3 \mu\text{m}$.

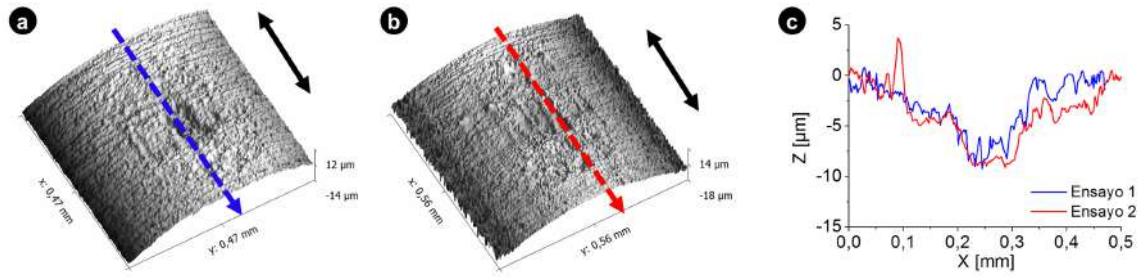


Figura 7.2: Topografía del daño por *fretting* en I 800 para ensayos con $\delta = 25 \mu\text{m}$ y $P = 10 \text{ N}$ (a) ensayo 1, (b) ensayo 2 junto a (c) comparación de los perfiles de profundidad centrales. La doble flecha indica la dirección de deslizamiento.

En lo que respecta al daño por desgaste, las Figs. 7.2(a) y (b) comparan la topografías de los *scars* en el TGV de I 800 para $\delta = 25 \mu\text{m}$ y $P = 10 \text{ N}$, junto a los perfiles de profundidad centrales en los mismos, Fig. 7.2(c). Se puede observar en ambos ensayos una forma de perfil muy similar, con valores de profundidad máxima del orden de los $8 \mu\text{m}$. Los coeficientes K hallados para estos ensayos presentan valores de $0,4 \times 10^{-15} \text{ Pa}^{-1}$ y de $0,9 \times 10^{-15} \text{ Pa}^{-1}$ para los ensayos 1 y 2, respectivamente. Se puede obtener de este modo, un valor promedio de K de $0,65 \times 10^{-15} \text{ Pa}^{-1}$ con una dispersión igual a $\Delta K = 0,25 \times 10^{-15} \text{ Pa}^{-1}$.

La dispersión hallada es muy inferior al valor calculado usando la teoría de errores para ensayos en régimen GSR bajo la norma ASTM G204 [45], presentados en la Sección 6.6.3, con valores de $\Delta K = 5 \times 10^{-15} \text{ Pa}^{-1}$ para AISI 304L.

El análisis de la evolución de los valores de K_T a lo largo del ensayo así como la observación directa de los *scars* no mostraron la formación de fisuras en el contacto.

La Fig. 7.3 presenta el aspecto del *scar*, junto al detalle del ligero daño superficial y la evolución de los lazos $Q - D$ para dos ensayos con $\delta = 10 \mu\text{m}$ y $P = 10 \text{ N}$. Bajo estas condiciones, la comparación de las Figs. 7.3(a) y (c) muestra que en la zona de contacto existen regiones que presentan deslizamiento y otras que permanecen adheridas, alejándose este aspecto del anular teórico de *partial slip* debido a la rugosidad propia de las superficies en contacto [106]. A su vez, el daño superficial estuvo ligado a marcas ligeras en el sentido del deslizamiento y la presencia de oxidación, asociadas a las regiones más oscuras dentro del *scar*. Esto se debe a que la condición del contacto es de *stick* a partir de los 10^3 ciclos, como se observa al comparar las Figs. 7.3(c) y (f).

Los ensayos con $\delta = 10 \mu\text{m}$ y $P = 10 \text{ N}$ resultaron nuevamente en la región sin daño de los mapas MRFM, debido a la formación de capas del tipo TL entre las superficies del patín y el TGV, como se presenta en la Fig. 7.4. Al igual que en la Fig. 5.14, se puede observar que el material faltante en el TGV se ha transferido al patín de AISI 304L. Esto confirma la diferencia hallada bajo estas condiciones de carga y desplazamiento entre los patines AISI 304L y AISI 420, Figs. 5.9 y 6.7.

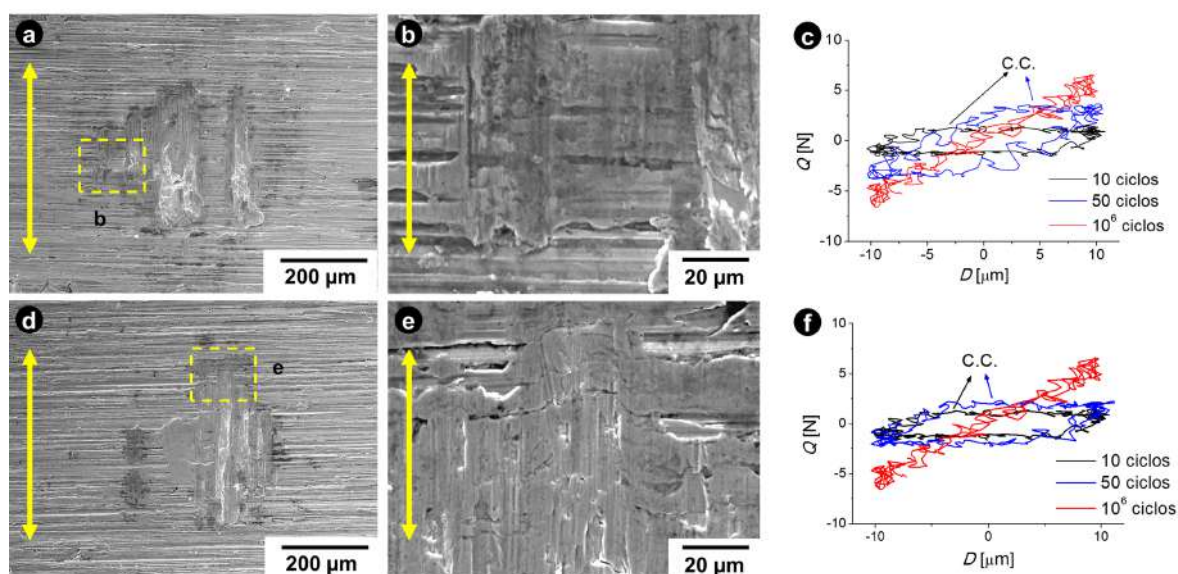


Figura 7.3: Daño por *fretting* en I 800 y detalle de las capas superficiales formadas junto a la evolución de los lazos $Q - D$ para diferentes N en ensayos con $\delta = 10 \mu\text{m}$ y $P = 10 \text{ N}$ para (a), (b), (c) ensayo 1 y (d), (e), (f) ensayo 2. La doble flecha indica la dirección de deslizamiento.

La comparación de estos estudios permite aseverar la repetitividad de los ensayos al utilizar un dispositivo del tipo fleje de carga y una máquina de ensayos servo-hidráulica para ejercer y controlar el movimiento relativo.

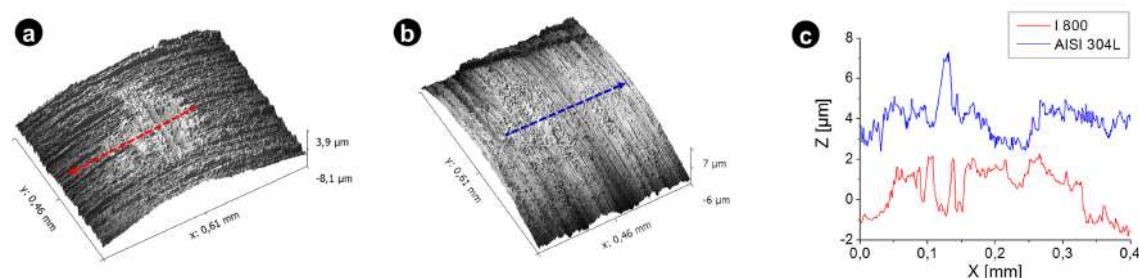


Figura 7.4: Topografía del daño por *fretting* en el par I 800/AISI 304L para ensayos con $\delta = 10 \mu\text{m}$ y $P = 10 \text{ N}$ (a) TGV, (b) patín junto a (c) comparación de los perfiles de profundidad centrales. La doble flecha indica la dirección de deslizamiento.

7.2. Cambios en el daño por *fretting* debido al medio ambiente

En esta sección se estudiaron los cambios que se producen en el daño por *fretting* al cambiar el ambiente del ensayo. El medio ambiente utilizado para realizar los ensayos de *fretting* es un factor muy importante, debido a que la cantidad de oxígeno presente en el ambiente ha demostrado ser un factor que está íntimamente relacionado con los efectos de corrosión en los materiales. Pueden presentarse distintas condiciones que lleven a la formación de capas protectoras de óxidos, remoción del material removido

del contacto y otros factores [134] que, de acuerdo a las características del sistema, pueden llevar a un aumento o disminución del daño por desgaste.

Se realizaron ensayos sobre el par I 800/AISI 304L en aire y agua destilada a temperatura ambiente bajo las condiciones impuestas por la normas ASTM G204 [45], es decir, para $P = 10\text{ N}$ con $\delta = 50\text{ }\mu\text{m}$. Los ensayos fueron realizados a 13 Hz hasta alcanzar los 10^6 ciclos. Para los ensayos en agua se utilizó el dispositivo presentado en la Fig. 3.9, los cuales se comparan con los hallados para el mismo par de materiales a iguales condiciones de P y δ en ensayos en aire a temperatura ambiente utilizando el dispositivo presentado en la Fig. 3.8. Los resultados del ensayo por *fretting* para este par de materiales en aire fueron descritos en detalle en la Sección 5.5.

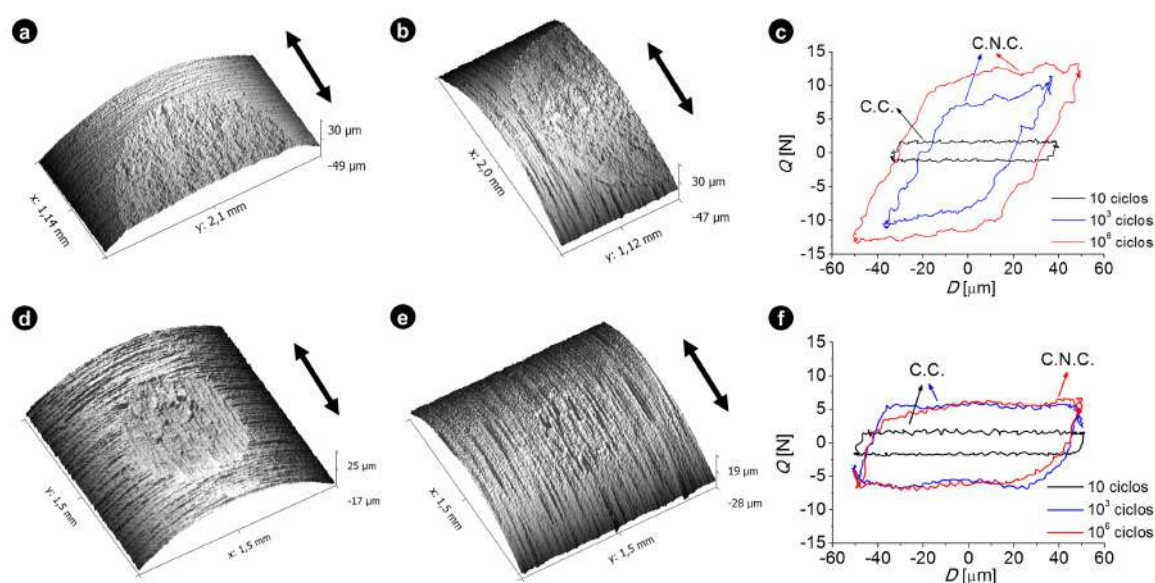


Figura 7.5: Comparación del daño por *fretting* en el par I 800/AISI 304L para ensayos según norma ASTM G204 a temperatura ambiente: para ensayos en aire (a) topografía del I 800, (b) topografía del AISI 304L, (c) evolución de los lazos $Q - D$, y para ensayos en agua (d) topografía del I 800, (e) topografía del AISI 304L, (f) evolución de los lazos $Q - D$. La doble flecha indica la dirección de deslizamiento.

7.2.1. Daño por desgaste

El aspecto de la zona dañada así como los lazos $Q - D$ se presentan en la Fig. 7.5. Al comparar el tamaño de los *scars* en el TGV, Figs 7.5(a) y (d), y en el patín, Figs. 7.5(b) y (e), se puede observar una gran disminución de la zona de daño por *fretting* en ambas superficies en los ensayos en agua. A su vez, en los lazos $Q - D$ se puede observar que en aire se presenta un comportamiento coulombiano (C.C.) a la fricción que se mantiene solo en los primeros ciclos, encontrándose para los 10^3 ciclos un comportamiento no coulombiano (C.N.C.), el cual se mantiene hasta finalizar el ensayo. Esto se relaciona con la formación de capas de óxidos, cuyas características fueron descritas en la Sección 5.5. Por otro lado, en los ensayos en agua el comportamiento

coulombiano se halla presente desde los primeros 10 ciclos hasta los 10^3 ciclos, y sólo al finalizar el ensayo se observó un pequeño alejamiento de dicho comportamiento. Sin embargo, la diferencia en los valores de Q para el ensayo en agua entre los 10^3 y 10^6 ciclos es muy pequeña, siendo mayor al alcanzar los máximos valores de D , es decir, cerca de la zona de inversión del sentido de movimiento. Estas variaciones en Q son originadas por la formación de un reborde en el *scar* [114].

El daño superficial en patín de AISI 304L para los ensayos en agua se presenta en la Fig. 7.6. De la Fig. 7.6(b), obtenida con BSE, se puede notar que en el interior del *scar*, la formación de capas compactas de óxidos es prácticamente nula. A diferencia de los ensayos en aire, se advierte una capa de óxido que rodea el borde del *scar* en las zonas inferior y superior del mismo, que se observan como zonas más oscuras, debido a que las imágenes de BSE presentan un contraste por número atómico. Se puede observar que tanto en los bordes como en el centro de la zona dañada, el daño fue originado por desgaste abrasivo con la generación de ranuras en el sentido del deslizamiento, Figs. 7.6(d) y (e). Por otro lado, la Fig. 7.6(e) presenta un detalle del borde inferior del *scar* donde se puede observar la formación de capas de óxidos. Estas se hallan sobre la superficie original del patín, como se puede observar en la Fig. 7.6(f), donde debajo de la capa de óxidos se pueden notar aún las marcas de fabricación del material del patín.

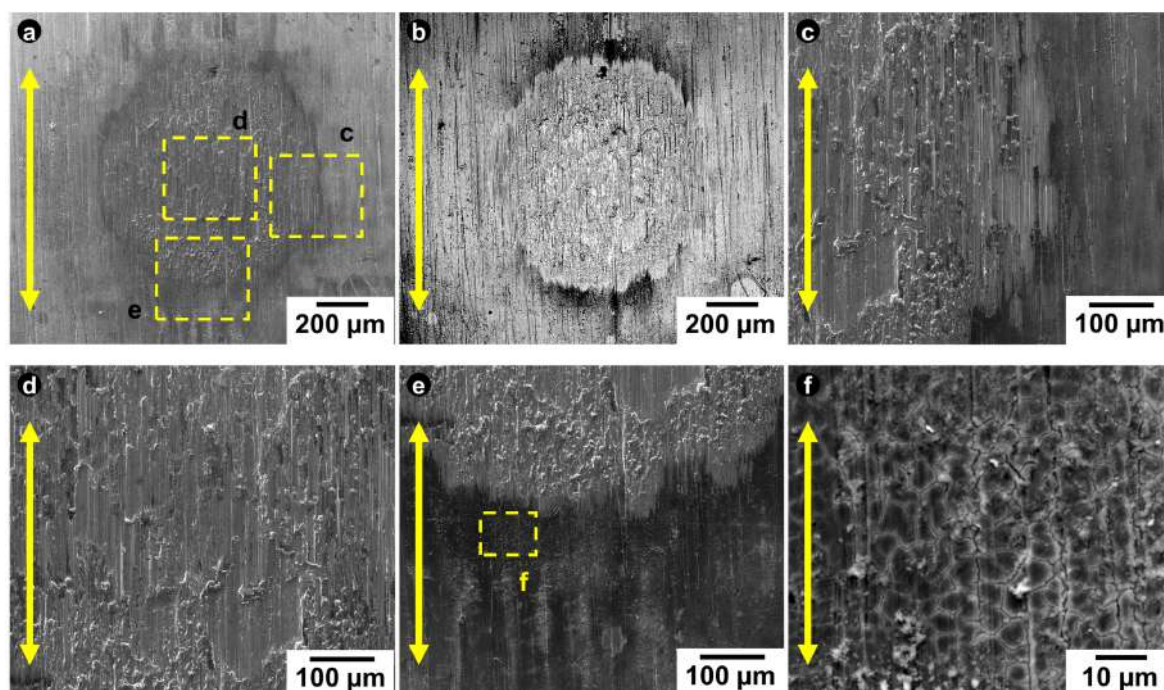


Figura 7.6: Daño por *fretting* en AISI 304L para ensayo según norma ASTM G204 a temperatura ambiente en agua (a) aspecto del *scar* y (b) aspecto del *scar* observado con BSE, junto a detalles de las regiones (c) lateral, (d) central y (e) inferior con (f) capas de óxidos superficial. La doble flecha indica la dirección de deslizamiento.

A su vez, mediante el uso de imágenes SEM con BSE se logró detectar que dentro del *scar* la oxidación es prácticamente nula, y que se presentan regiones con un aspecto

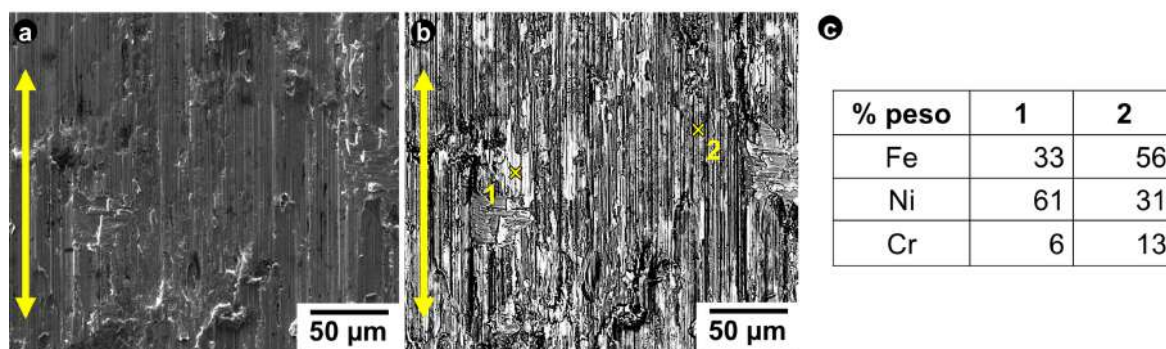


Figura 7.7: Transferencia de material en AISI 304L para ensayo según norma ASTM G204 a temperatura ambiente en agua (a) centro del *scar*, (b) centro del *scar* observado con BSE junto a (c) detalles de la composición en la Regiones 1 y 2. La doble flecha indica la dirección de deslizamiento.

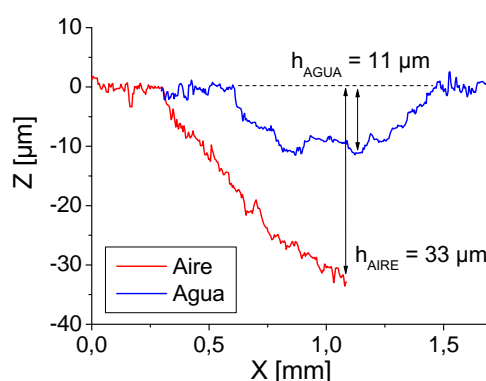


Figura 7.8: Comparación de los perfiles de profundidad en I 800 para ensayos según norma ASTM G204 en aire y agua a 25 °C.

más claro, asociadas a un enriquecimiento local con *Ni*, como se observa al comparar las Figs. 7.7(a) y (b). La composición elemental de las regiones claras, Región 1, presenta un enriquecimiento en *Ni*, el cual se aleja de la composición de la Región 2, que se acerca a la nominal del material del patín, Fig. 7.7(c). Esto indica la transferencia de material desde el TGV de I 800, con un contenido de *Ni* del orden del 33% en peso, al patín.

Al comparar los valores de K obtenidos utilizando la Ec. 4.1 para el par I 800/AISI 304L para ensayos en aire y agua se puede observar una notable reducción del daño por desgaste, obteniéndose valores de $21 \times 10^{-15} \text{ Pa}^{-1}$ y $1,7 \times 10^{-15} \text{ Pa}^{-1}$, respectivamente. En lo que respecta al espesor de volumen removido, la Fig. 7.8 compara los perfiles de profundidad centrales en el TGV, donde se observa una notable reducción de la profundidad de material removido en el contacto, pasando la profundidad máxima de 33 μm en los ensayos en aire a 11 μm para ensayos en agua destilada. Esto indicaría una reducción del daño por desgaste al utilizar como medio agua a temperatura ambiente.

La reducción del daño por desgaste para ensayos en agua puede ser explicada consi-

derando que el medio líquido puede actuar de lubricante en la zona de contacto. Como se presenta en la Fig. 7.9, se produce una gran reducción del valor del COF entre ambos ensayos, alcanzándose un régimen estacionario de manera más gradual entre los ciclos 10 y 10^4 para los ensayos en agua, mientras que la evolución al valor estacionario del COF en aire se da entre los ciclos 10^2 y $5 \cdot 10^3$. Los valores estacionarios del COF se reducen desde 1,25 para ensayos en aire a 0,7 para agua, lo que indica que el agua actúa como un medio lubricante que reduce la fricción entre las superficies. Por ello, la formación de capas compactas no puede ser observada ya que todo el material desprendido no se acumula en el *scar*, sino que es transportado por el lubricante fuera del mismo y al no formar capas, el material removido actúa como material suelto en la zona de contacto, dando origen a que el mecanismo de desgaste sea del tipo abrasivo, como se observó en la Fig. 7.6(d).

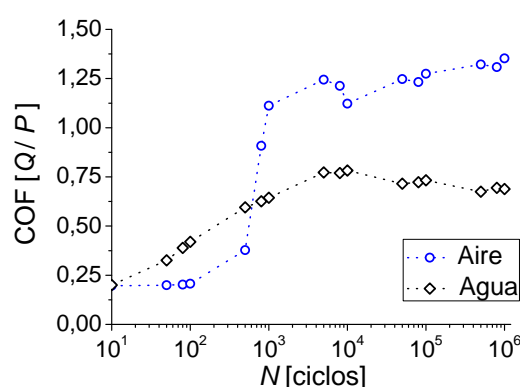


Figura 7.9: Evolución del COF durante el ensayo bajo las condiciones de la norma ASTM G204 para el par I 800/AISI 304L en aire y en agua.

El efecto lubricante en ensayos de *fretting* en agua a temperatura ambiente fue observado en un trabajo reciente para el par I 690/AISI 409 [135], en donde se observaron cambios similares entre ensayos en agua y en aire, con reducción del daño por desgaste y del COF para ensayos en agua. A su vez, la disminución del daño por desgaste puede también estar asociado a la mejora en la disipación del calor friccional en un medio acuoso, como se observó en el par I 690/AISI 410 [136] donde realizándose ensayos en una mezcla de hidracina/amoniaco y agua destilada se logra, para iguales valores de P y δ , una notable reducción del daño por *fretting* y de los valores del COF. En el caso de medio acuoso, el daño fue mayor al utilizar la solución de hidracina respecto al agua destilada. Esto se asocia a que si bien al utilizar hidracina, se elimina el problema del oxígeno disuelto, el amoníaco de la solución puede conducir a la corrosión y ruptura de la capa protectora de óxido de los materiales inoxidables en contacto.

7.2.2. Daño por corrosión

Para ensayos de *fretting* de agua destilada a temperatura ambiente también se presenta un fenómeno de daño corrosión junto al daño por desgaste. Este fenómeno se da particularmente fuera del *scar*, como se observó utilizando BSE en la Fig. 7.6(b), donde no se observan zonas oscuras dentro del área aparente de contacto, pero si en las regiones aledañas al borde de la zona de contacto, Figs. 7.6(e) y (f). Este efecto, no fue observado durante los ensayos en aire. La Fig. 7.10(a) presenta una imagen general del *scar* y la zona que lo rodea, donde se puede observar que la formación de capas de óxidos también se da en regiones que se hallan a distancias del orden de los 500 μm del borde del *scar*.

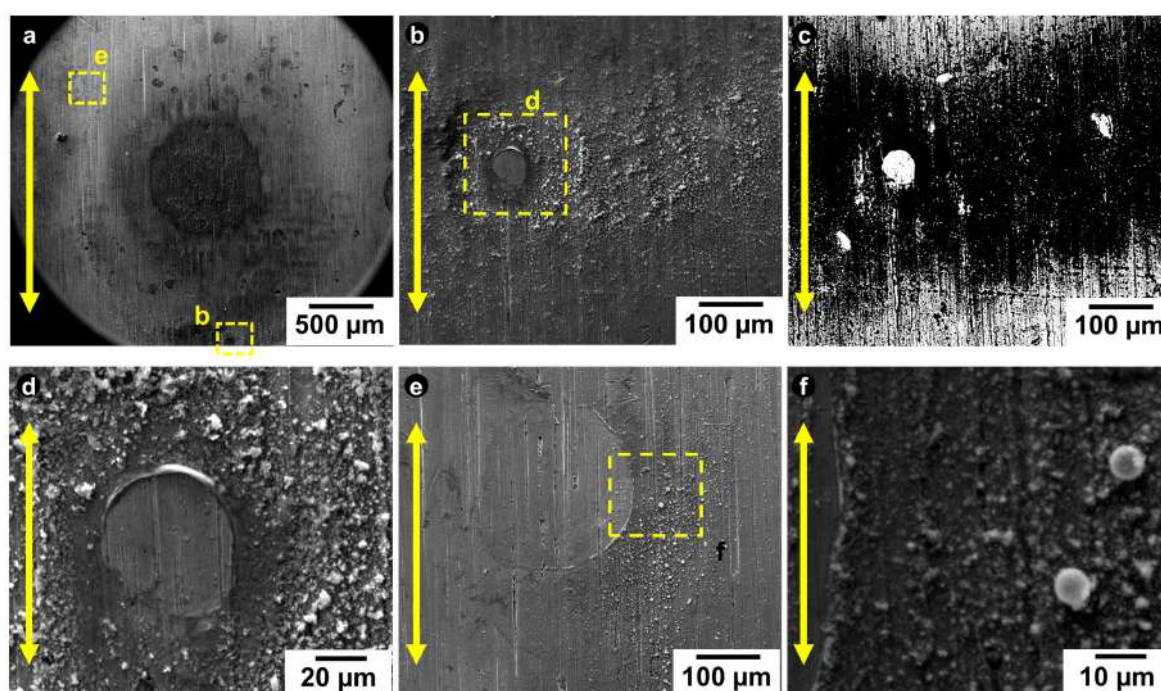


Figura 7.10: Corrosión en AISI 304L para ensayo según norma ASTM G204 a temperatura ambiente en agua (a) aspecto del *scar*, (b) aspecto de la región cercana al *scar* utilizando SE, (c) aspecto de la región naterior utilizando BSE junto a (d), (e) y (f) detalle de distintas regiones donde se observó la formación de burbujas durante el ensayo. La doble flecha indica la dirección de deslizamiento.

Las Figs. 7.10(b) y (c) presentan una misma región cercana al *scar* y observada por SE y BSE, respectivamente. Se puede notar que en las zonas donde se observa la formación de capas de óxidos, presentan un aspecto más oscuro al ser observadas utilizando BSE. Además, en el detalle de la Fig. 7.10(d) se halla un región circular en la cual no se produce la formación de la capa de óxido y se pueden observar las marcas de fabricación del patín, la que a su vez presenta un aspecto más claro en la Fig. 7.10(c). Dicha zona es originada por la formación de una burbuja sobre la superficie del patín, que evito que dicha superficie entre en contacto con el agua. Efecto similar se observa en la parte superior del *scar* en la Fig. 7.10(e), donde nuevamente existe una región

circular dentro de la cual no se produce la oxidación y pueden observarse las marcas de fabricación del patín, rodeada por una capa de óxidos. La Fig. 7.10(f) presenta un detalle de la capa de óxido que rodea a la zona donde se formó una burbuja, en la cual se puede observar partículas de óxidos que presentan aspecto esférico.

Los óxidos esféricos observados en la Fig. 7.10(f) fueron analizados en composición por EDS. La composición era muy homogénea, con valores de 24 %O, 9 %Cr, 63 %Fe, 4 %Ni y 29 %O, 7 %Cr, 61 %Fe, 3 %Ni, % en peso. La presencia de partículas esféricas de óxidos no se ha reportado en estudios de corrosión en agua de los materiales usados [74] [75]. Sin embargo, en estudios de corrosión en aceros ferríticos del tipo AISI 430 en una mezcla de gases de $Ar/H_2/H_2O$ a 950 °C [137] se observó la presencia de una capa continua de óxidos con una estructura del tipo espinela sobre la cual existían partículas esféricas con tamaños entre los 2 y 4 μm de diámetro, de igual composición que la capa continua. El proceso de formación de dichas partículas no es explicado en esta tesis. Sin embargo, las características de las partículas son similares a las que presentan las esferas de la Fig. 7.10(f).

El efecto de corrosión generalizada en la zona que rodea al *scar* puede estar relacionado con la deposición de *debris* en la zona circundante al *scar*. La Fig. 7.11 presenta el aspecto de la zona de contacto en el TGV y el patín antes de realizar la limpieza con el baño en ultrasonido. Se puede observar en esta imagen que los *debris* escapan del *scar* por la zona superior e inferior, en la misma dirección que el movimiento relativo impuesto y se distribuyen alrededor de la zona de contacto formando un anillo. A su vez, en este anillo y en la región entre este último y el *scar* se observan regiones que no presentan la deposición de óxidos debido a la existencia de burbujas. La generación de burbujas se detalla a continuación, en la Sección 7.2.3. También en estas imágenes se puede observar que la zona de contacto no presenta oxidación. Los *debris* presentan ese aspecto rojizo al ser observados por LM debido a que se hallan formados por material oxidado [66].

Entonces, se pueden generar procesos de corrosión que son asistidos por el material removido por *fretting*. Se puede considerar que al inicio del proceso de fretting se produce el desprendimiento de partículas metálicas del contacto, las cuáles escapan del mismo por el efecto lubricante del medio líquido. Posteriormente, al estar en contacto con el medio líquido debido a que la reactividad del material desprendido por su relación superficie/volumen, es posible que el material se oxide. Por trabajos previos en I 800 [75] y AISI 304 [74], los óxidos formados deberían ser del tipo espinela, por lo que se puede suponer que lo que se deposita sobre las superficies son en realidad estos óxidos de estructura espinela. Este proceso se muestra esquemáticamente en la Fig. 7.12(a).

Teniendo en cuenta lo anterior, se pueden producir dos fenómenos de corrosión. El primero está ligado a un fenómeno de corrosión galvánica, ya que existen estudios previos donde la deposición de una capa de magnetita (espinela de estructura Fe_3O_4)

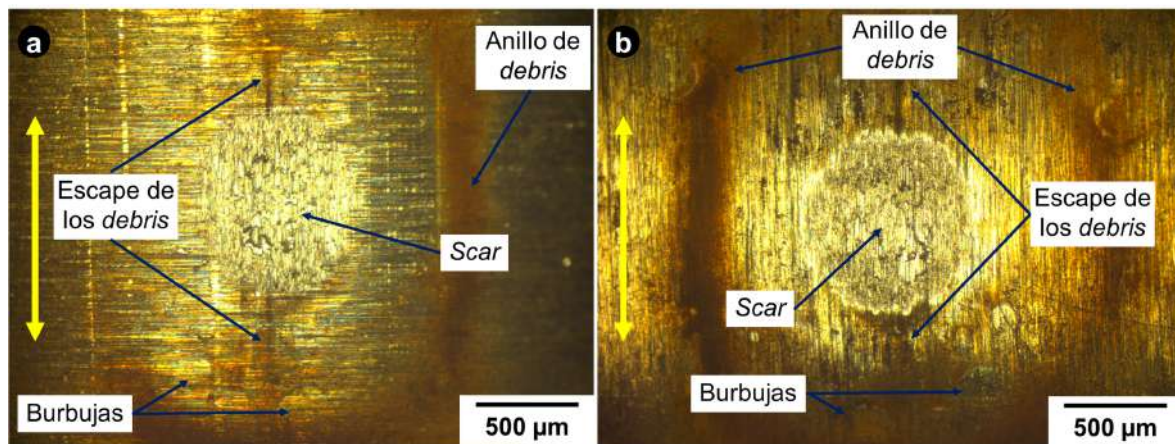


Figura 7.11: Acumulación de *debris* alrededor del *scar* para ensayo según norma ASTM G204 a temperatura ambiente en agua sobre (a) I 800 y (b) AISI 304L. La doble flecha indica la dirección de deslizamiento.

sobre un TGV de I 690 lleva a la aparición de estos procesos en el TGV y la capa magnetita [138]. Por otro lado, también se pueden producir fenómenos de corrosión por rendijas o *crevice corrosion*, esto se observó en estudios de FC en AISI 316L, donde este proceso explicó la corrosión en la periferia del *scar* [139]. Los *debris* oxidados se depositan sobre las superficies metálicas. Luego, si se produce una ruptura en la capa pasivante que las hace inoxidable comienza la disolución del metal, liberando iones M^+ junto a la reducción del oxígeno disuelto, generando iones oxhidrilos OH^- del agua. Al principio, la reacción se da por igual en toda la superficie y por cada electrón producido en la formación del ion metálico es consumido en la reducción del oxígeno. Luego de un tiempo el oxígeno presente en el agua retenida como lubricante en el contacto se agota, y disminuye la reducción del mismo pero la disolución del metal continua. Esto genera una gran disminución del pH en el contacto y esta región se presenta como el ánodo de la reacción, siendo el cátodo las superficies metálicas que rodean al *scar*. Se genera así una corriente amónica que fluye desde el *scar* a las superficies libres del material base, produciendo el mecanismo de corrosión por rendijas. En AISI 316L se halló además en la zona donde se generó la corrosión la formación de goetita ($FeOOH$). Esta última se forma por la oxidación de iones Fe^{+2} procedentes de la disolución local de AISI 316L, en especies Fe^{+3} y expulsados de la zona de contacto por electromigración [139]. El proceso se esquematiza en la Fig. 7.12(b).

7.2.3. Formación de burbujas alrededor del *scar*

Como se mencionó en la sección anterior, existen zonas donde no se produce la formación de capas de óxidos en el TGV debido a la presencia de burbujas. Las mismas también se observaron en el TGV, como se muestra en la Fig. 7.13, donde se puede observar que al finalizar el ensayo y luego de retirar el patín del recipiente con agua

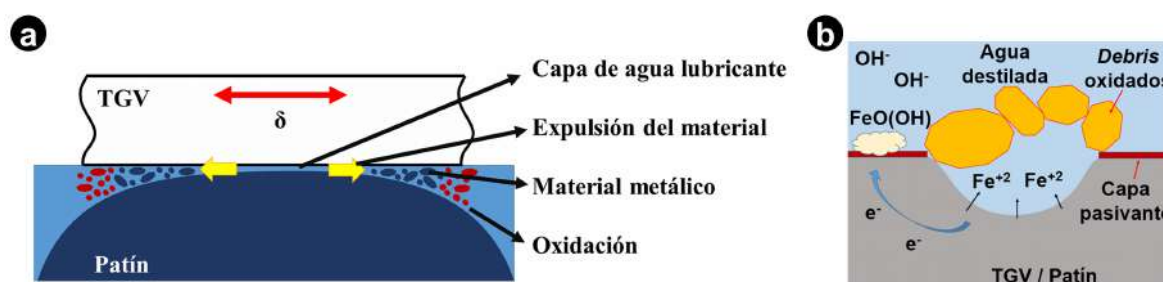


Figura 7.12: (a) Esquema del proceso de expulsión y oxidación de los *debris*, (b) Esquema del proceso de corrosión por rendijas en las zonas que rodean al *scar* donde se depositan los *debris*.

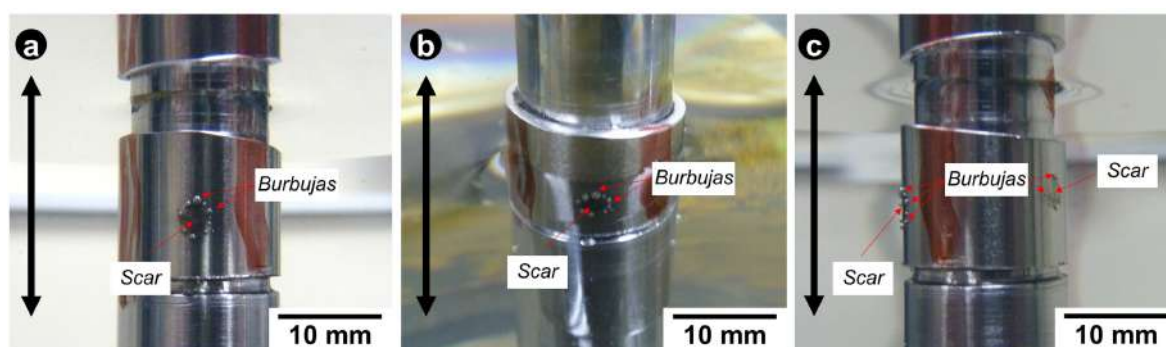


Figura 7.13: Ensayo según norma ASTM G204 a temperatura ambiente en agua para el par I 800/AISI 304L (a), (b) formación de burbujas sobre I 800 y (c) burbujas formadas alrededor en dos *scars* de diferentes ensayos de *fretting*. La doble flecha indica la dirección de deslizamiento.

destilada, las burbujas aún permanecen sobre la superficie del TGV, Figs. 7.13(a) y (b). Las burbujas formadas sobre la superficie son muy estables. Esto fue observado ya que una vez retirado el patín del contacto las burbujas se mantienen sobre la superficie y como se muestra en la Fig. 7.13(c), las mismas perduran aún después de realizar otro ensayo, en el segmento de TGV próximo. Los resultados de este ensayos, a menor número de ciclos se presentan luego en la Sección 7.4.1.

La existencia de burbujas en el contorno que rodea al *scar* ha sido observada en trabajos de *fretting* que analizan el efecto de una grasa o aceite lubricante [140]. En los mismos, el origen de las burbujas esta asociado a fenómenos en el lubricante. Las burbujas se forman por la existencia de oxígeno disuelto en el lubricante y debido a que en el contacto las variaciones locales de velocidad pueden originar una disminución de la presión del lubricante y si esta cae por debajo de la presión de saturación, la cual es ligeramente inferior a la presión atmosférica, se produce un cambio de fase de liquido a vapor. Leonard *et al.* [141] proponen que las burbujas viajan en líneas radiales alejándose del contacto hasta que pierden impulso y se detienen. Luego, las burbujas ubicadas cerca del borde de la zona del contacto se expandirán y contraerán mientras que las más alejadas permanecerán del mismo tamaño, durante todo el ensayo. Esta dinámica de formación explicaría las burbujas observadas en los ensayos realizados en agua.

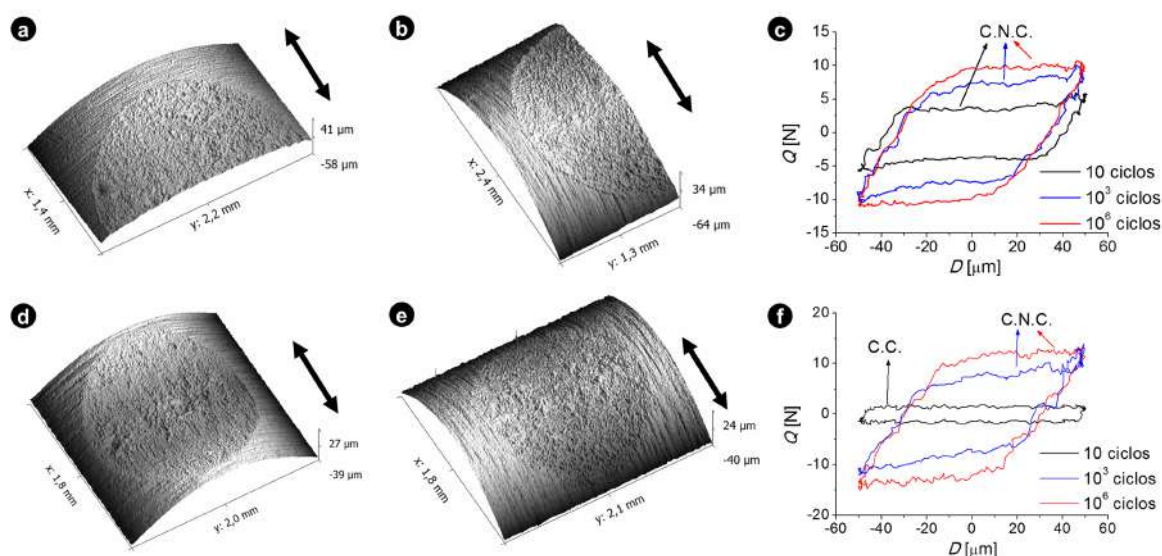


Figura 7.14: Daño por *fretting* en para ensayos en aire a temperatura ambiente según norma ASTM G204 en el par I 800/AISI 420 (a) TGV, (b) patín, (c) evolución de los lazos $Q - D$ y el par I 690/AISI 420 (d) TGV, (e) patín, (f) evolución de los lazos $Q - D$. La doble flecha indica la dirección de deslizamiento.

7.3. Comparación del comportamiento de *fretting* en TGVs de I 800 e I 690

Si bien se evaluó la influencia en el daño por *fretting* de distintos materiales en los patines, hasta el momento no se estudió el efecto la composición química del TGV. Para este fin, en esta sección se comparan los resultados de ensayos bajo norma ASTM G204 [45] de los pares I 800/AISI 420 e I 690/AISI 420. Los resultados del primer par de materiales ya fueron presentados en detalle en la Sección 6.5, por lo que aquí se detallan los resultados del segundo par y la comparación de los mismos. Se realizaron ensayos en aire, utilizando el dispositivo de ensayos presentado en la Fig. 3.8, con $P = 10$ N y $\delta = 50$ μ m, a 13 Hz hasta alcanzar los 10^6 ciclos. Si bien ambos TGVs son superaleaciones, I 690 es de base *Ni* e I 800 es de base *Fe*. La composición elemental de cada material así como su microestructura se presentó en la Sección 3.1.

Las topografías de la zona de contacto en el TGV y el patín así como los lazos $Q - D$ se presentan en la Fig. 7.14. Se puede observar una disminución del tamaño del *scar* en el par I 690/AISI 420, comparada con el par I 800/AISI 420. De la evolución de los lazos $Q - D$, se puede observar que en el TGV de I 800 el C.N.C. se presenta desde el ciclo 10 hasta finalizar el ensayo, mientras que para el I 690, primero existe un C.C. en los primeros 10 ciclos que evoluciona a un C.N.C. el cual se mantiene desde los 10^3 ciclos hasta finalizar el ensayo.

La evolución del COF para ambos pares de materiales se presenta en la Fig. 7.15. Se puede observar que el TGV de I 800 comienza con un valor de COF más alto que

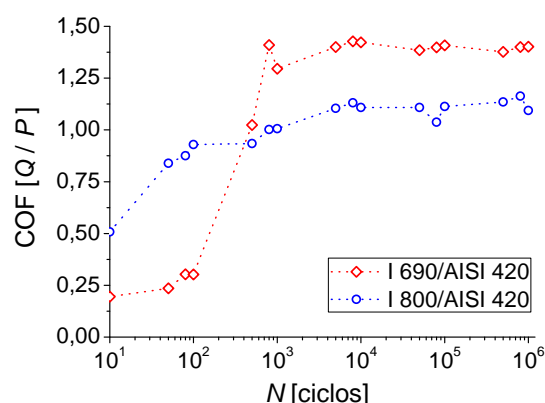


Figura 7.15: Evolución del COF durante el ensayo bajo las condiciones de la norma ASTM G204 los pares I 800/AISI 420 e I 690/AISI 420.

el I 690, pero luego de alcanzar ambos el régimen estacionario, los valores de este parámetro son mayores para I 690, con un valor medio de 1,3, respecto al valor medio de 1,1 para I 800.

En lo que respecto al daño superficial, para ambos TGVs se observaron los mismos mecanismos de daño. Las Figs. 7.16(a) y (d) muestran el aspecto del *scar* y en la periferia se hallaron *debris* sin compactar pero adheridos a la superficie, ya que no se desprendieron durante la limpieza con ultrasonido, Figs. 7.16(c) y (f). Las capas observadas son del tipo CL, capas duras y frágiles que presentan fisuras. El principal mecanismo de daño es el desgaste abrasivo, que se puede observar por la formación de ranuras en el sentido del desplazamiento.

A su vez, se puede observar que el material desprendido presenta similares características a las observadas en I 800, con partículas grandes de algunos cientos de nanómetros, que se hallan conformadas por nanopartículas con tamaños entre 5 y 20 nm. Este resultado se obtuvo mediante la técnica de BF/DF en TEM, como se muestra para dos *debris* distintos en la Fig. 7.17. A su vez, como se observa en la Fig. 7.18, los EDPs de las partículas presenta un patrón de anillos, lo cual indica que los *debris* mayores están conformadas por partículas menores.

En los EDPs de la Fig. 7.18 se observaron tres anillos de difracción. Si la estructura del material desprendido fuera una espinela del tipo $(Ni, Fe)(Fe, Cr)_2O_4$, como se observó en el par I 800/AISI 420 en la Sección 6.5.3, faltaría la reflexión asociada a los planos (422). Por otro lado, exceptuando las reflexiones asociadas a esta familia de planos atómicos, los anillos de difracción (311), (400) y (440) de una estructura espinela del tipo $NiCr_2O_4$ tiene distancias interplanares muy similares a la de los anillos (111), (200) y (220) del NiO . Las diferencias son del orden de 1,1 pm, que están por debajo de la resolución de esta técnica. A su vez, como se puede observar en los EDPs de los *debris* en la Secciones 5.5.2 y 6.5.3, la reflexión (422) es de baja intensidad respecto a las otras de la estructura $(Ni, Fe)(Fe, Cr)_2O_4$. En la literatura se encuentra que para

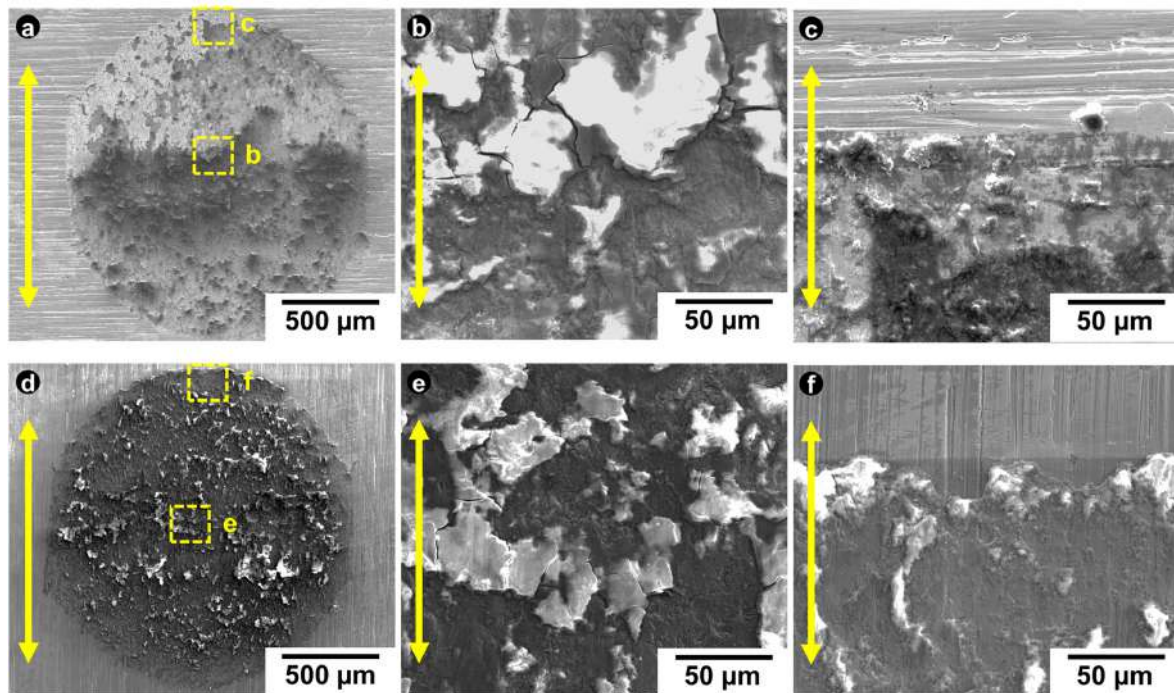


Figura 7.16: Daño por *fretting* observado por SEM para ensayo bajo las condiciones de la norma ASTM G204 (a), (b), (c) *scar* en I 690 junto a (d), (e) y (f) *scar* en AISI 420.

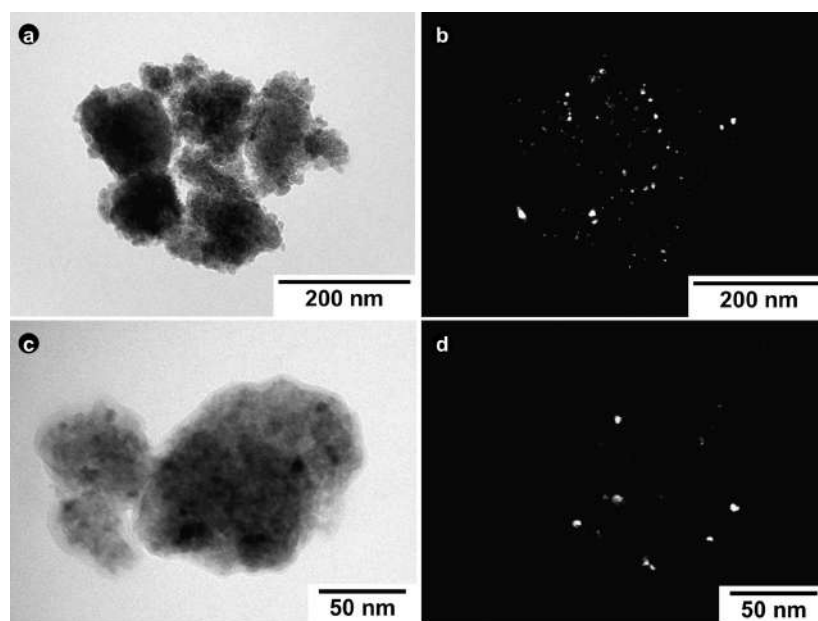


Figura 7.17: Debris desprendidos por *fretting* del par I 690/AISI 420 en ensayo bajo norma ASTM G204 en aire a temperatura ambiente (a), (b) BF y su correspondiente DF junto a (c), (d) BF y DF de otra partícula.

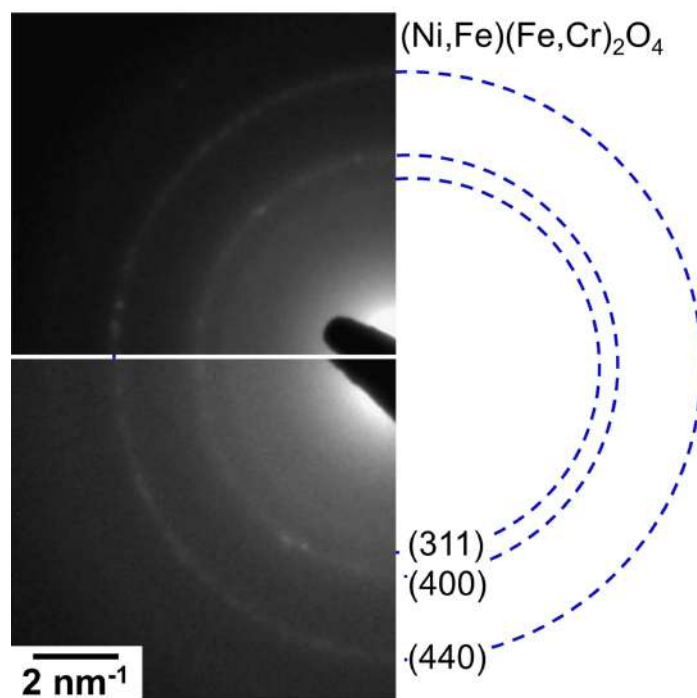


Figura 7.18: EDPs de los *debris* del par I 690/AISI 420 para ensayo bajo norma ASTM G204 en aire a temperatura ambiente.

ensayos de *fretting* sobre el par I 690/AISI 304 en aire a temperatura ambiente [72] y a 290 °C [130] se observó, mediante corte FIB, que las capas superficiales formadas sobre el TGV presentan una estructura espinela del tipo $NiFe_2O_4$. Además, análisis de EDS sobre los *debris* indicaron que los mismos presentan un alto contenido de Ni , del orden del 40 % en peso, pero también con altos valores de Fe y Cr , con valores del 37 y 23 % en peso.

Todo lo antes mencionado lleva a considerar que la estructura de los *debris* es una espinela no estequiométrica del tipo $(Ni, Fe)(Fe, Cr)_2O_4$, con un alto contenido de Ni debido a que la superaleación I 690 es de base Ni . Un efecto similar se observó en los *debris* obtenidos al utilizar los TGVs de I 800 donde, siendo esta una superaleación de base Fe , se observó un enriquecimiento en Fe .

De los resultados antes presentados, se puede concluir que el cambio en el material del TGV de I 800 a I 690, no conlleva a un cambio en los mecanismos de desgaste ni la estructura de los *debris* presentes. Aún así, se presenta un menor daño por desgaste en el TGV de I 690. En la Fig. 7.19, se comparan los perfiles centrales de profundidad en los TGVs de I 800 e I 690 en contacto con patines de AISI 420 bajo condiciones de la norma ASTM G204. El valor de la profundidad máxima al utilizar I 690 es de alrededor del 60 % de la obtenida en I 800.

El valor K obtenido para el par I 690/AISI 420 fue de $22 \times 10^{-15} \text{ Pa}^{-1}$. Al comparar este valor con el del par I 800/AISI 420 para ensayos bajo la norma ASTM G204, Sección 6.6.2, se puede notar una gran reducción del daño al cambiar el TGV de I 800

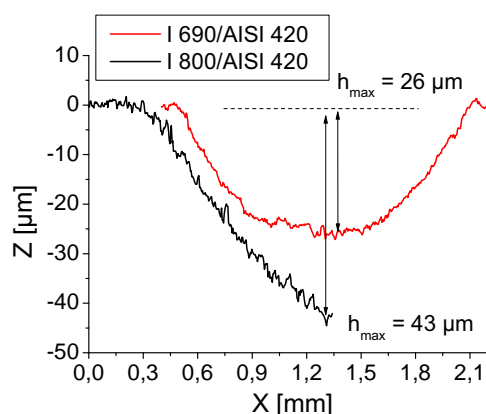


Figura 7.19: Comparación de los perfiles de profundidad en los *scars* en I 690 e I 800 en contacto con AISI 420 para ensayos en aire a temperatura ambiente bajo condiciones de la norma ASTM G204.

a I 690.

Un mayor coeficiente de desgaste en el par I 800/AISI 410 frente al I 690/AISI 409 ha sido observado en ensayos en agua a temperatura ambiente con valores de K de $67 \times 10^{-15} \text{ Pa}^{-1}$ y $18 \times 10^{-15} \text{ Pa}^{-1}$, respectivamente [90]. Estos valores son muy similares a los hallados para los ensayos realizados en esta tesis. Sin embargo, el trabajo referenciado [90] no establece una razón para esta diferencia en el daño por *fretting*. Se debe mencionar, que si bien no se utiliza el mismo material como contra-superficie, los aceros AISI 409 y AISI 410 son aceros de la misma familia que el AISI 420, y difieren sólo en el contenido de Cr y de C .

A diferencia del caso observado al cambiar los patines de AISI 304L y AISI 420, que poseían diferente estructura cristalina, las diferencias entre la severidad del daño por *fretting* en I 800 e I 690 puede estar relacionada a la dureza superficial o al tamaño de grano, ya que ambos materiales poseen la misma estructura. Además, como se presentó en la Sección 3.1, la dureza Vickers (HV) de los materiales es mayor en I 690 que en I 800. Teniendo en cuenta los anteriores valores, la disminución del daño por *fretting* en I 690 respecto de I 800 puede ser explicado en base a la mayor dureza del TGV o a la dureza diferencial entre superficies, ya que el par que posee menor dureza diferencial es el I 690/AISI 420, el cual presenta menor desgaste. Por otro lado, existe un trabajo en el par I 690/AISI 405 [142], donde se muestra que la dureza tiene una influencia despreciable en el daño por FW frente al efecto de diferentes tamaños de grano, siendo mas resistente al desgaste el material con mayor tamaño de grano. Recordando lo presentado en la Sección 3.1, I 690 posee un mayor tamaño de grano, con un valor de $50 \mu\text{m}$, que I 800 con un valor de $25 \mu\text{m}$. Luego, esto también podría explicar la disminución en el daño por FW en I 690 respecto a I 800.

7.4. Evolución en el daño con el número de ciclos para diferentes regímenes

En esta sección, se comparan los resultados del avance en el daño por *fretting* para el par I 690/AISI 420 ante diferentes valores de δ para ensayos en aire a temperatura ambiente. Los mismos se realizaron con $P = 10\text{ N}$ a una frecuencia de 13 Hz para valores de $\delta = 25\text{ }\mu\text{m}$ y $\delta = 50\text{ }\mu\text{m}$ hasta un número de ciclos de 10^2 , 10^3 y 10^4 .

La evolución de los lazos $Q - D$ para estos ensayos se presenta en la Fig. 7.20. Se observó un cambio en el régimen de *fretting*, hallándose el par en un MFR para $\delta = 25\text{ }\mu\text{m}$ mientras que el sistema pasó a GSR al aumentar a $\delta = 50\text{ }\mu\text{m}$. Para un mismo valor de δ , se observaron cambios en los lazos $Q - D$ para el mismo número de ciclos. Tanto para $\delta = 25\text{ }\mu\text{m}$ como $\delta = 50\text{ }\mu\text{m}$ en los ensayos realizados hasta 10^2 ciclos, los lazos de *fretting* son iguales y no se observa una diferencia con δ , con un valor de D_R del orden del 90 % y una condición de contacto de *gross slip*. Sin embargo, al alcanzar los 10^3 ciclos, se produce una reducción del valor de D_R para ambos δ , encontrándose un deslizamiento relativo entre las superficies del 28 % para $\delta = 25\text{ }\mu\text{m}$ y del 75 % con $\delta = 50\text{ }\mu\text{m}$. En el primer caso, se produce un cambio en la condición de contacto a *partial slip*. Finalmente, para 10^4 ciclos y para ambos valores de δ , se mantiene la condición de contacto que se hallaba presente a los 10^3 ciclos.

Si bien en el par I 800/AISI 420 todos los ensayos se realizaron hasta alcanzar los 10^6 ciclos, si se comparan los resultados obtenidos hasta los 10^4 ciclos en este par con los del par I 690/AISI 420 aquí presentados, se obtienen resultados similares. La Fig. 7.21 muestra la evolución de los lazos $Q - D$ para ensayos de *fretting* con $P = 10\text{ N}$ y $\delta = 25\text{ }\mu\text{m}$ en estos pares de materiales. Se puede observar que en ambos casos, para los primeros 10 ciclos existe una condición de *gross slip*, la cual cambia a una de *partial slip* a los 10^3 ciclos, la se mantiene hasta los 10^4 ciclos, siendo el valor de D_R en ambos casos del orden del 20 %.

Estos resultados, junto con los presentados en la Sección 7.3, sugieren que un cambio en la composición química del TGV, al pasar de I 800 a I 690 sin cambios en la microestructura del material, no producen cambios en los mapas MRFM y RCFM al utilizar el mismo material en el patín e iguales condiciones de ensayo.

La evolución del *scar* en el TGV observado por LM para los diferentes ensayos se presenta en la Fig. 7.22. Para los primeros 10^2 ciclos, el daño sobre el material es prácticamente despreciable y se halla limitado a un efecto de aplastamiento de las marcas de fabricación y el efecto de *false brinelling* sobre las superficies, al igual que en lo observado en PSR en el par I 800/AISI 420, Sección 6.2. Luego, para 10^3 ciclos existe un daño por desgaste, asociado al deslizamiento relativo entre las superficies, el cual es superior con $\delta = 50\text{ }\mu\text{m}$, debido al mayor valor de D_R , siendo las regiones

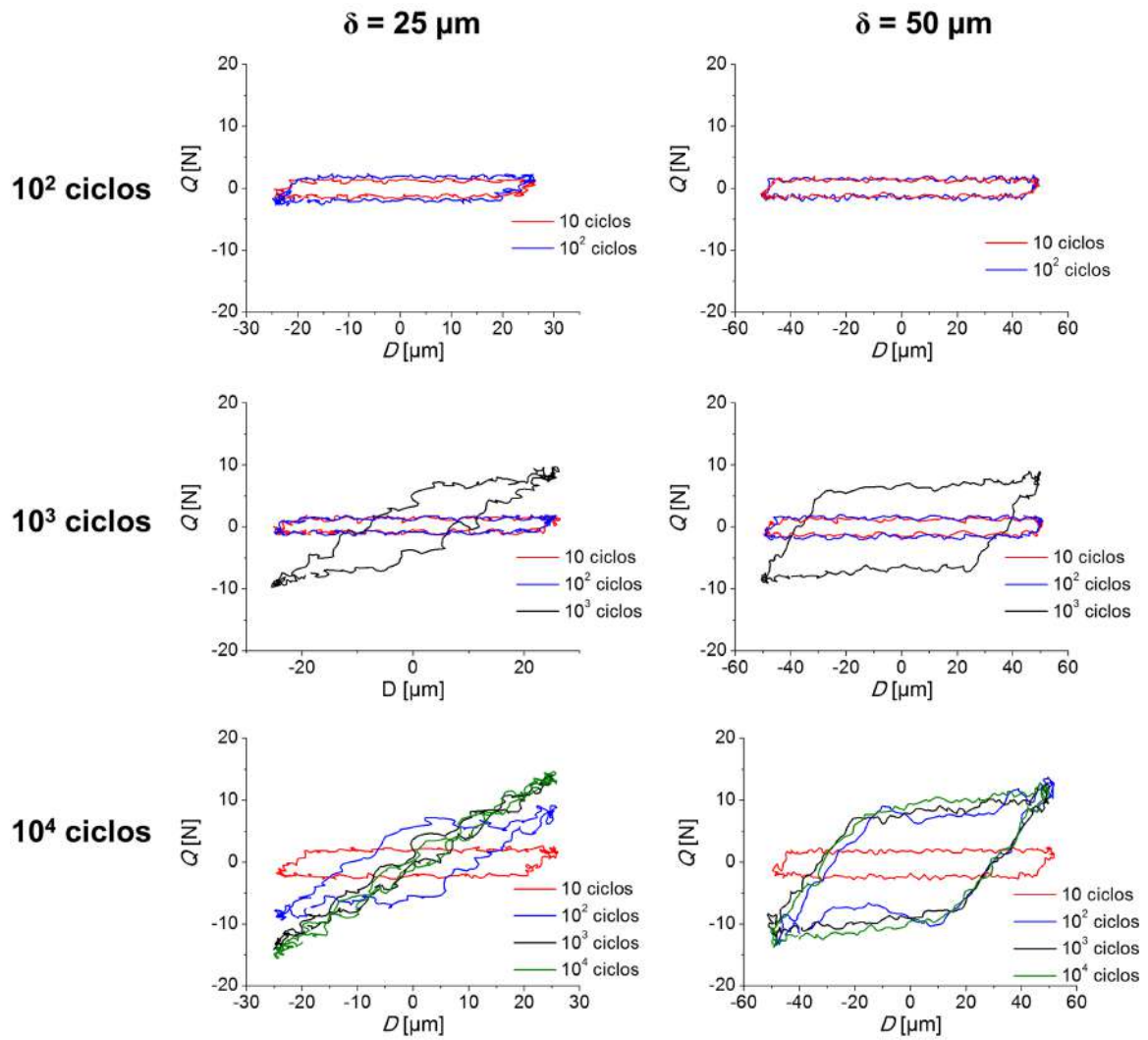


Figura 7.20: Evolución de los lazos $Q-D$ con $P = 10 \text{ N}$ para ensayos a distintos valores números de ciclos, para $\delta = 25 \mu\text{m}$ y $\delta = 50 \mu\text{m}$.

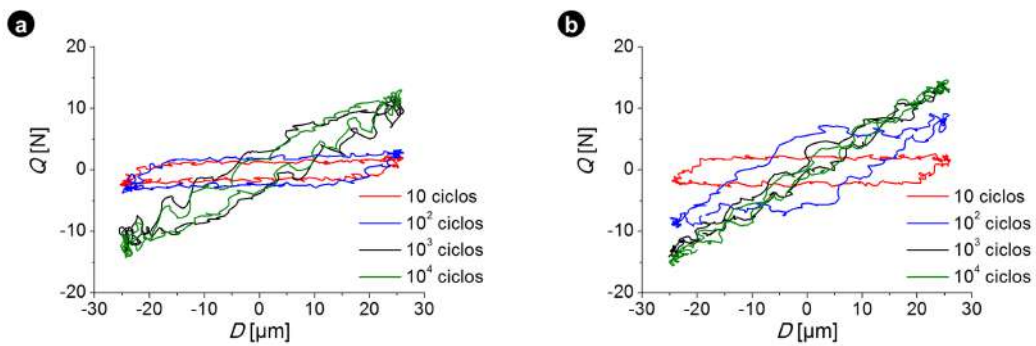


Figura 7.21: Comparación de los lazos $Q-D$ para ensayos de *fretting* en aire con $P = 10 \text{ N}$ y $\delta = 25 \mu\text{m}$ en (a) par I 800/AISI 420 hasta los 10^6 ciclos y (b) par I 690/AISI 420 hasta los 10^4 ciclos.

más oscuras de la imagen el material oxidado del *scar*. Finalmente, con 10^4 ciclos, se halla un cambio bien identificable en ambos regímenes de *fretting*, obteniéndose un gran cambio en el *scar* para $\delta = 50 \mu\text{m}$ bajo un régimen de GSR, mientras que con $\delta = 25 \mu\text{m}$ en MFR, las dimensiones del *scar* prácticamente no se modifican, aunque aumenta la cantidad de material oxidado en el contacto.

En MFR, las topografías del patín y el TGV, Fig. 7.23, muestran que para los 10^2 ciclos el daño superficial es despreciable. A diferencia de ello, para 10^4 ciclos se observa una fuerte adherencia entre las superficies, y se puede observar parte del material transferido del TGV al patín, como se muestra en los perfiles de profundidad de la Fig. 7.23. Esta adherencia surge de la condición de *partial slip* presente en el contacto, como se halló en el estudio de los lazos $Q - D$ de la Fig. 7.20.

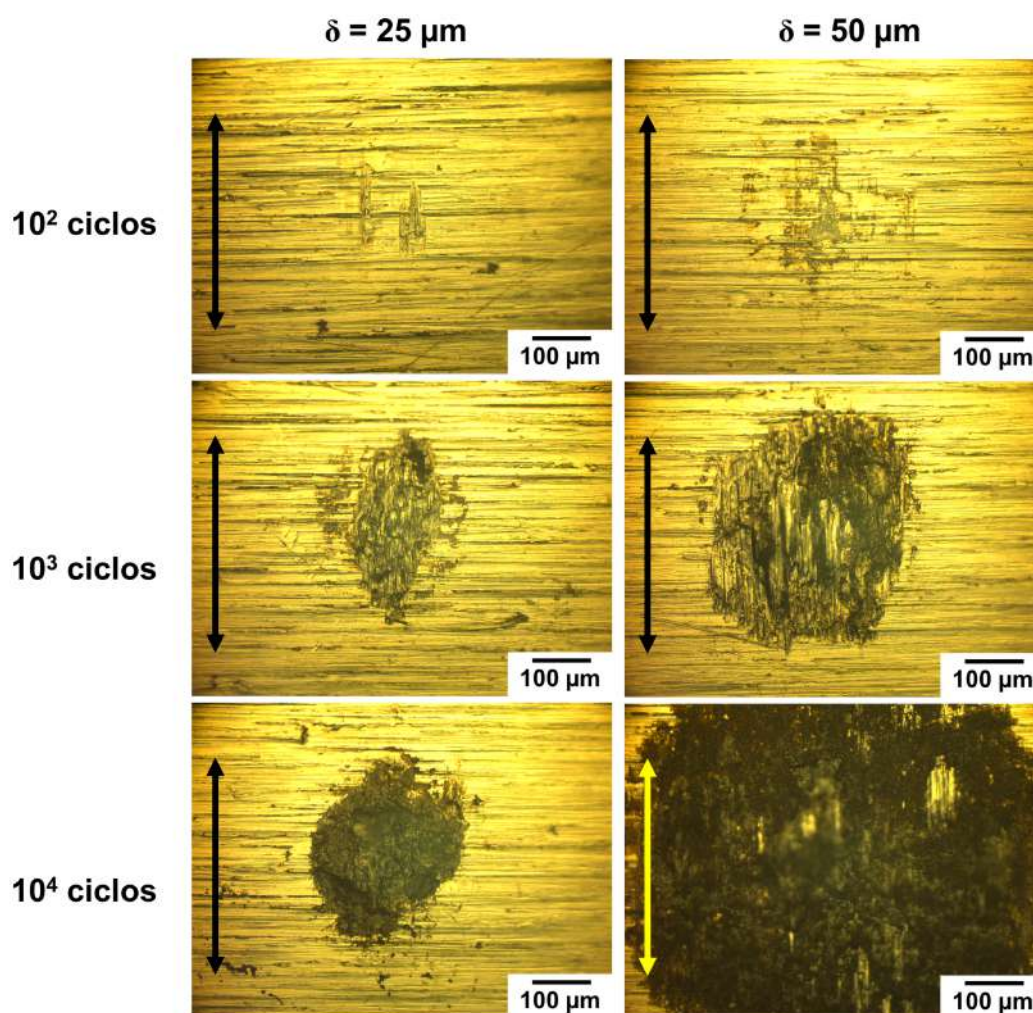


Figura 7.22: Comparación entre el tamaño de los *scars* para igual número de ciclos pero en diferentes regímenes en el par I 690/AISI 420 con $P = 10 \text{ N}$ y $\delta = 25 \mu\text{m}$, MFR, y con $\delta = 50 \mu\text{m}$, GSR. La doble flecha indica la dirección de deslizamiento.

Debido a que en GSR el mecanismo de daño principal es el daño por desgaste, se realizó un ensayo extra en el par para 10^5 ciclos bajo las condiciones de P y δ antes

mencionados, para observar la evolución del desgaste durante el ensayo. El aspecto del par en la zona de contacto sobre el TGV de I 690, observado por LM, se presenta en la Fig. 7.24.

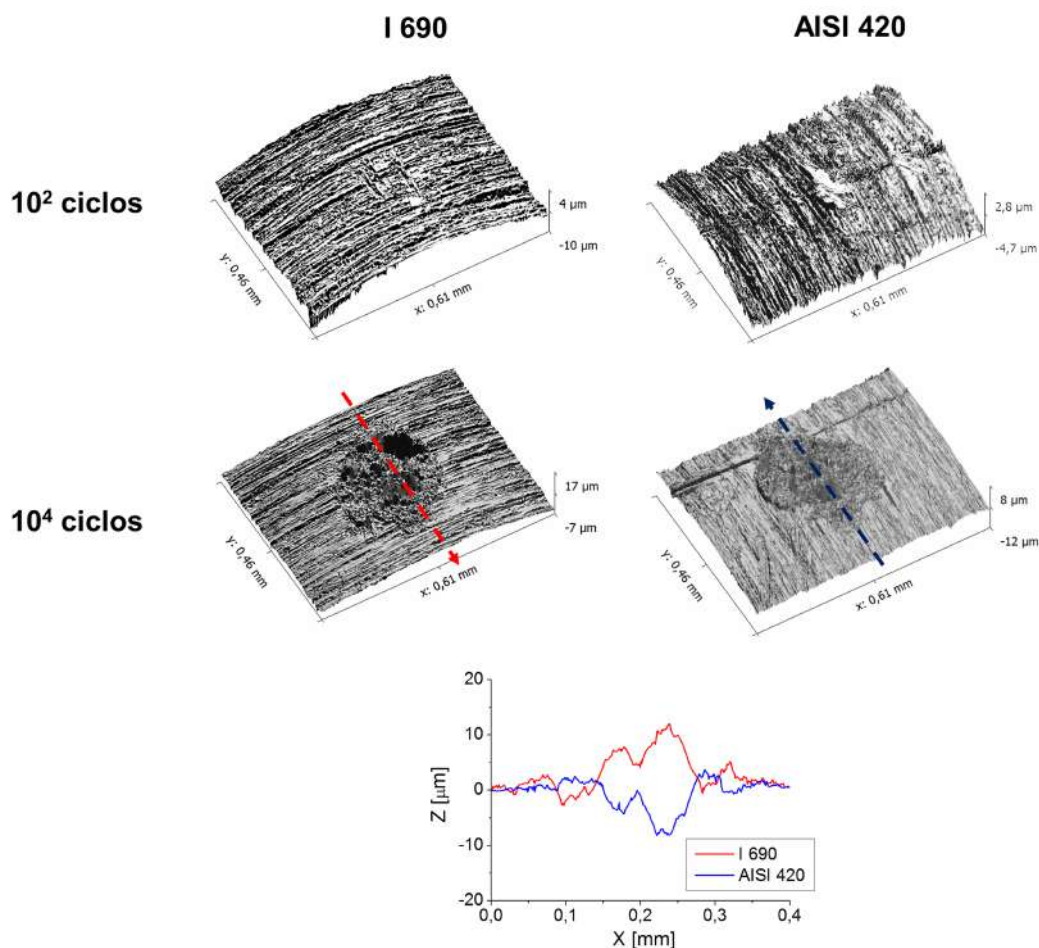


Figura 7.23: Topografías de las superficies de contacto del par I 690/AISI 420 con $P = 10\text{ N}$ y $\delta = 25\text{ }\mu\text{m}$ junto a comparación de perfiles de profundidad máxima para los 10^4 ciclos.

Los cambios en los perfiles de profundidad para diferente número de ciclos en los ensayos en GSR se presentan en la Fig. 7.25(a). Se puede observar el avance progresivo de la profundidad del *scar* entre los ciclos 10^2 y 10^5 al pasar de 0 a un máximo de $24\text{ }\mu\text{m}$. Luego de esto, al pasar de 10^5 a 10^6 ciclos, si bien el tamaño del scar aumenta en diámetro, Fig. 7.24, solo se produce un incremento de $2\text{ }\mu\text{m}$ en profundidad. Esto demuestra que el sistema alcanza un régimen estacionario de desgaste entre estos ciclos.

Por otro lado, la Fig. 7.25(b) presenta los cambios en K y el volumen removido total V para diferente número de ciclos. El valor de V se incremento muy lentamente entre los primeros 10^2 y 10^4 ciclos, luego de lo cual presenta un tendencia de incremento lineal hasta llegar a los 10^6 ciclos. En lo que respecta al valor de K , se pueden observar oscilaciones en el mismo para distinto número de ciclos. Esto es debido a que el coeficiente K se calcula utilizando la Ec. 4.1 en la que intervienen simultáneamente el número de ciclos N y el valor V , siendo K inversamente proporcional a la primer

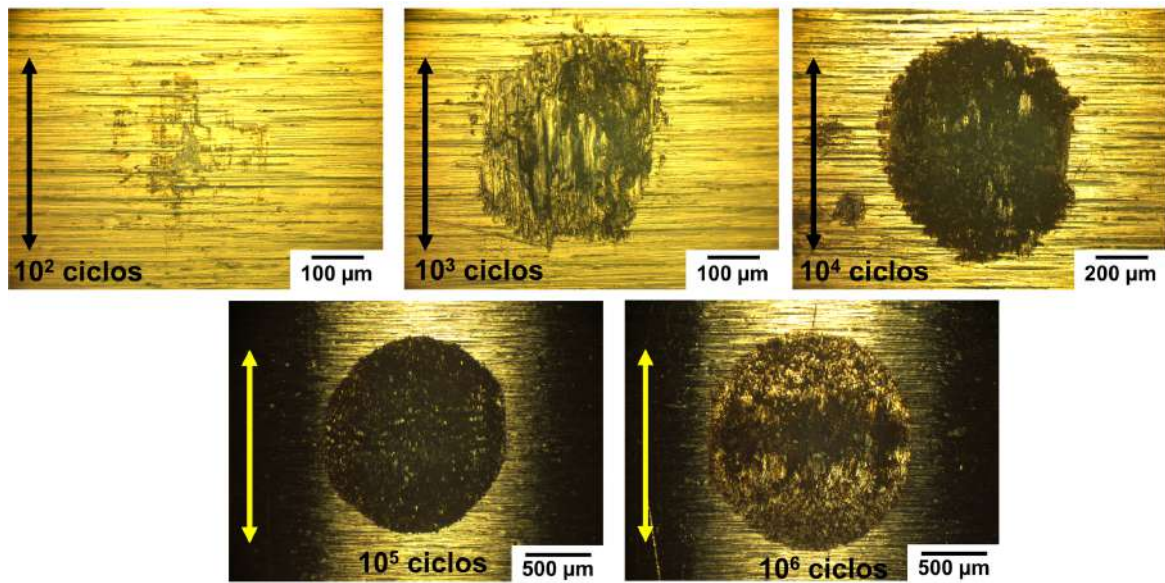


Figura 7.24: Evolución del *scar* en el TGV de I 690 para diferente número de ciclos bajo $P = 10 \text{ N}$ y $\delta = 50 \mu\text{m}$

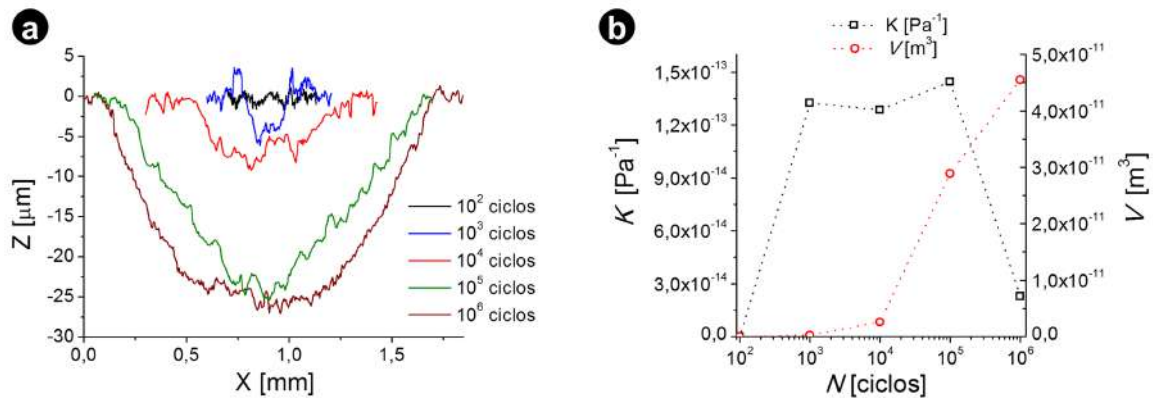


Figura 7.25: Cambios para diferentes número de ciclos para ensayos con $P = 10 \text{ N}$ y $\delta = 50 \mu\text{m}$ (a) perfiles de profundidad centrales en I 690 junto a (b) coeficiente K y volumen removido total V .

variable y directamente proporcional a la segunda. Por ello, se presentan oscilaciones ya que depende de manera distinta de la tasa de crecimiento de cada una de estas variables. Esto permite demostrar, que al comparar ensayos para distintos números de ciclos, V es un indicador más conveniente para analizar la evolución del daño que el coeficiente K .

7.4.1. Cambios para ensayos en agua

En esta sección se comparan los resultados de ensayos en aire y agua destilada a temperatura ambiente sobre el par I 800/AISI 304L para 10^4 ciclos, con $P = 10 \text{ N}$ y $\delta = 50 \mu\text{m}$, a una frecuencia de 13 Hz .

El aspecto del *scar* así como los lazos $Q - D$ se presentan en la Fig. 7.26. Se puede

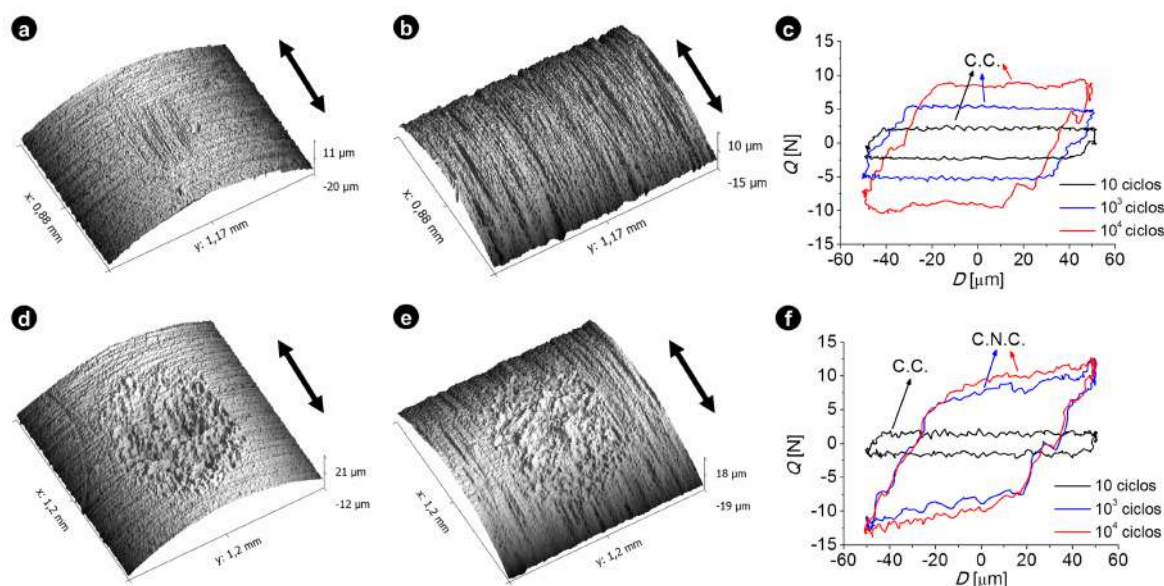


Figura 7.26: Comparación del daño por *fretting* en el par I 800/AISI 304L a temperatura ambiente con $P = 10\text{ N}$, $\delta = 50\text{ }\mu\text{m}$ y $N = 10^4$ ciclos: ensayos en agua (a) topografía del I 800, (b) topografía del AISI 304L, (c) evolución de los lazos $Q - D$; junto a resultados para ensayos en aire (d) topografía del I 800, (e) topografía del AISI 304L, (f) evolución de los lazos $Q - D$. La doble flecha indica la dirección de deslizamiento.

observar una gran disminución de la zona de daño por *fretting* en ambas superficies al comparar los tamaños de los *scars* en I 800, Figs 7.26(a) y (d), y en el AISI 304L, Figs. 7.26(b) y (e). A su vez, en los lazos $Q - D$ se puede observar que en aire se presenta un comportamiento coulombiano a la fricción que se mantiene solo en los primeros ciclos, encontrándose para los 10^3 y 10^4 ciclos un comportamiento no coulombiano, relacionado con la formación de capas de óxidos. A diferencia de esto, en agua el comportamiento coulombiano se mantiene durante todo el ensayo, y solo a los 10^4 ciclos se observa un pequeño alejamiento de dicho comportamiento, el cual puede estar originado por la formación de un reborde en el *scar* [68] [114].

En lo que respecta a las características del daño superficial, la Fig. 7.27 presenta el aspecto del *scar* sobre el TGV en ambos ensayos. Al comparar las Figs. 7.27(a) y (d) del *scar* en el I 800, se puede notar un gran incremento en el área de daño por *fretting* para los ensayos en aire. A su vez, mientras que para los ensayos en aire predomina el daño por desgaste y la formación de capas compactas, Fig. 7.27(e), para los ensayos en agua al igual que lo observado en la Sección 7.2.1, se halló la formación de ranuras debido al desgaste abrasivo de las partículas desprendidas, Fig. 7.27(c). Al comparar las imágenes obtenidas por SE y BSE sobre la zona de contacto para ensayos en agua, Figs. 7.27(a) y (b), se observó que tanto dentro del contacto como en las regiones aledañas no se observa la formación de óxidos, las cuáles se presentan oscuras al ser observadas utilizando BSE.

A su vez, durante la observación de la superficie del patín, Fig. 7.28, tampoco se

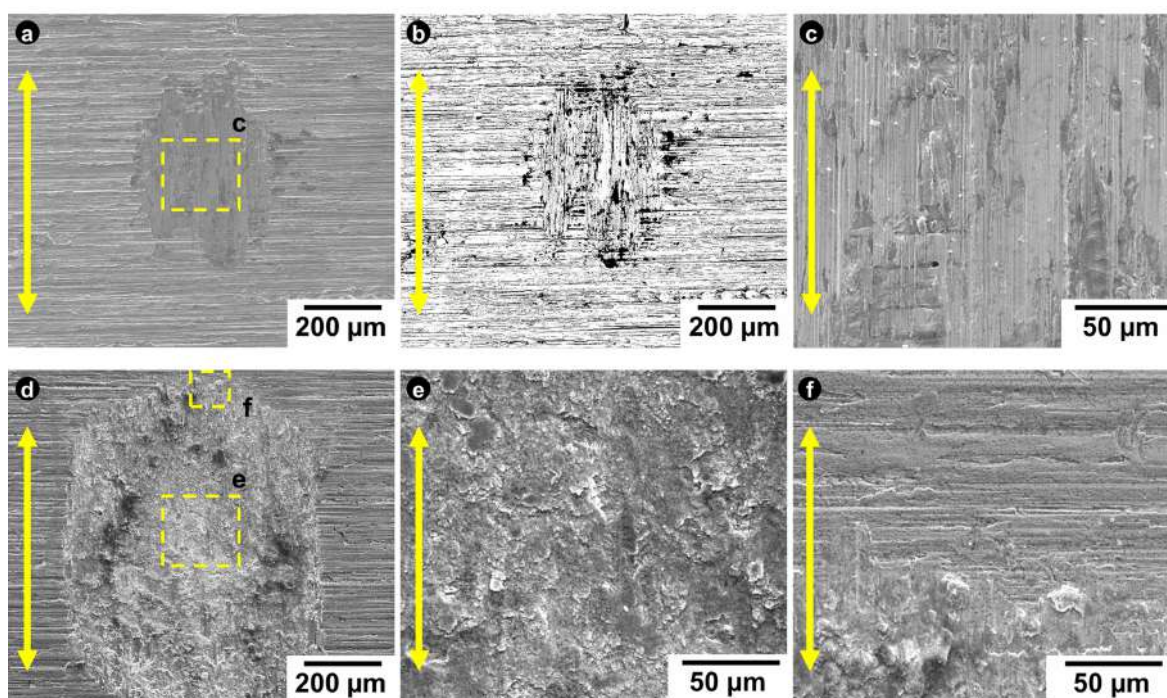


Figura 7.27: Daño por *fretting* sobre I 800 observado por SEM con $P = 10\text{ N}$, $\delta = 50\text{ }\mu\text{m}$ y $N = 10^4$ ciclos para ensayos en agua (a) imagen de SE, (b) imagen de BSE, (c) detalle de la zona central y resultados para ensayos en aire (d) imagen de SE y (e), (f) detalles de la zona central y el borde del *scar*, respectivamente. La doble flecha indica la dirección de deslizamiento.

observaron efectos de corrosión por rendijas ni efectos asociados a la formación de burbujas. El hecho de que no se observen productos de corrosión por rendijas ni de burbujas en los alrededores de la zona de contacto puede explicarse en virtud del tiempo de ensayo. Para la frecuencia utilizada, se alcanzan los 10^4 ciclos en 12 min, mientras que los ensayos de 10^6 ciclos poseen una duración de 21 h. Por ello, el tiempo de permanencia de los *debris* que se desprenden del contacto sobre la superficie sin daño fuera del *scar* es muy poco como para que se produzca el fenómeno de corrosión por rendijas. La observación de la superficie del AISI 304L mediante BSE, permitió encontrar en el *scar*, regiones más claras, Fig. 7.28(c) las que, como se mostró en la Sección 7.2.1, se hallan asociadas a un enriquecimiento local de *Ni*.

Si se comparan los perfiles de profundidad en las zonas de contacto en I 800 para ambos ensayos, se observa una notable reducción de la profundidad de material removido, Fig. 7.29. El valor de máxima profundidad se reduce un 270 % al pasar del ensayo en aire a agua a igual temperatura e idénticas condiciones de ensayo. Idéntica reducción se observó en los ensayos para el mismo par, I 800/AISI 304L, a iguales valores de P y δ , pero hasta alcanzar los 10^6 ciclos, Fig. 7.8.

Para comprobar que el efecto de corrosión por rendijas en los alrededores de la zona de contacto está relacionado con el tiempo de permanencia del par en el medio líquido y el volumen de material removido y desplazado hacia afuera del *scar*, se realizó un ensayo sobre el par I 800/AISI 420 hasta alcanzar los 10^5 ciclos, para iguales condiciones

de P y δ que el ensayo anterior. Además, el uso de este par permite comprobar que el efecto de corrosión por rendijas durante ensayos en agua también se presenta al utilizar patines de AISI 420.

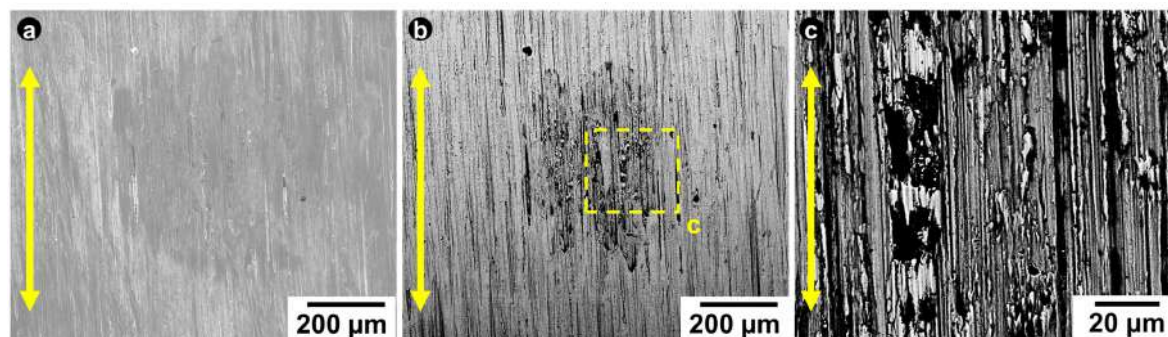


Figura 7.28: Daño por *fretting* sobre AISI 304L con $P = 10$ N, $\delta = 50$ μm y $N = 10^4$ para ensayos en agua (a) imagen de SE, (b) imagen de BSE y (c) detalle de la zona central por BSE. La doble flecha indica la dirección de desplazamiento.

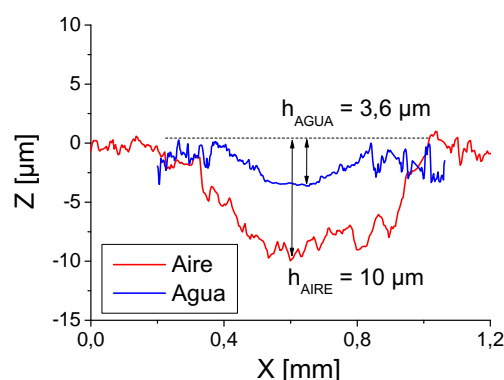


Figura 7.29: Comparación de los perfiles de profundidad máximos en I 800 para ensayos en agua y aire a temperatura ambiente con $P = 10$ N, $\delta = 50$ μm y $N = 10^4$ ciclos en el par I 800/AISI 304L.

El aspecto del *scar* sobre el patín de AISI 420 se presenta en la Fig. 7.30. Al comparar las imágenes de SE y BSE, Figs. 7.30(a) y (b) respectivamente, se puede observar el efecto de corrosión en el borde de la zona de contacto y la existencia nula de capas compactas de óxidos en el contacto, estando las regiones oscuras dentro del *scar* asociadas a defectos superficiales. Además, en la Fig. 7.30(c), se pueden observar nuevamente zonas más brillantes, asociadas al enriquecimiento local de Ni , que para este material presenta mayor contraste debido a que el AISI 420 no posee Ni en su composición. Se halló que el principal mecanismo de daño es el desgaste abrasivo, con la formación de ranuras en la superficie, en el sentido del deslizamiento.

Por otro lado, a menor magnificación, la observación por SEM de la zona que rodea al *scar*, Fig. 7.30(d), presentó la formación de burbujas y efectos de corrosión generalizada en los bordes de las mismas, como se puede observar en las Figs. 7.30(e)

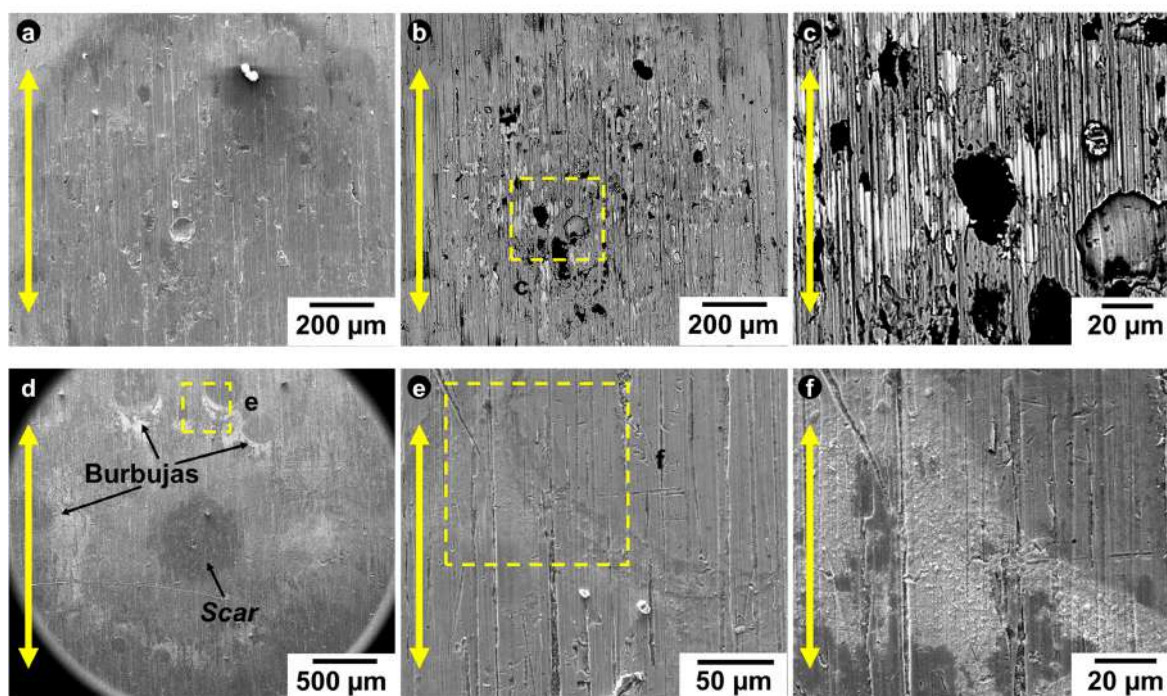


Figura 7.30: Corrosión sobre AISI 420 a temperatura ambiente $P = 10\text{ N}$, $\delta = 50\text{ }\mu\text{m}$ y $N = 10^5$ ciclos para ensayos en agua (a) aspecto del *scar* por SE, (b) aspecto del *scar* por BSE, (c) detalle de las región central por BSE junto (d) imagen general del *scar* y la región que lo rodea, (e) borde donde se formo una burbujasy (f) detalle de la capa de corrosión formada. La doble flecha indica la dirección de deslizamiento.

y (f). Se observó que las capas de corrosión formadas son menores a las halladas en la Fig. 7.10. Esto se halla relacionado con el tiempo de permanencia de la superficie en el medio líquido.

La evolución de los lazos $Q-D$ y el COF, comparados con los del ensayo I 800/AISI 420 en aire hasta los 10^6 ciclos, Sección 6.5, se presentan en la Fig. 7.31. Al comparar las Figs 7.5(a) y (b), se puede observar que en aire, rápidamente se alcanza un comportamiento no coulombiano, ligado a la formación de capas compactas, mientras que en agua el comportamiento coulombiano (C.C) o se mantiene hasta finalizar el ensayo. En lo que respecta al COF, Fig. 7.31(c), para ambos ambientes se observó la existencia de un régimen transitorio entre los 10 y 10^4 ciclos, luego de lo cual se alcanza un régimen estacionario. Los valores estacionarios del COF son inferiores en un 50 % en agua respecto al aire. Este misma reducción del COF fue observado en el par I 800/AISI 304L, Fig. 7.9. Esto sugiere que, independientemente de los materiales del patín en contacto con el TGV, el agua líquida funciona como lubricante entre las superficies en contacto.

7.5. Estimación de la vida útil del componente

En esta última sección se realizó una estimación de la vida útil de los TGVs en función de los resultados presentados en esta tesis.

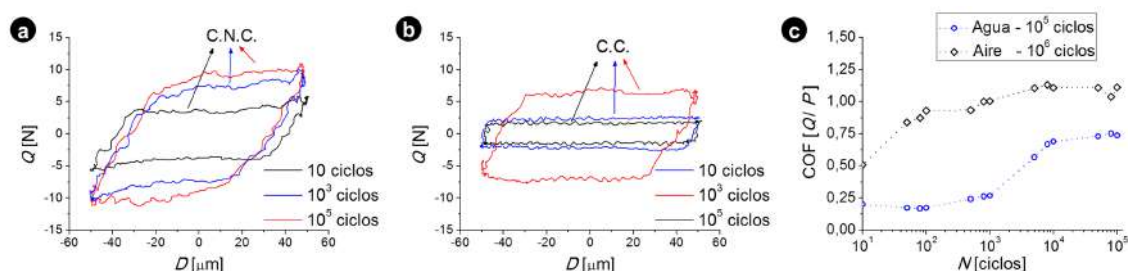


Figura 7.31: Evolución de los lazos $Q - D$ para el par I 800/AISI 420 con $P = 10$ N y $\delta = 50$ μ m (a) ensayo en aire hasta los 10^6 ciclos y (b) ensayo en agua hasta los 10^5 ciclos junto a (c) evolución del COF en aire y en agua.

Para la estimación del tiempo de vida útil se utilizarán los perfiles de profundidad obtenidos en los *scars* de los TGVs por OP. Se consideraron los ensayos bajo la norma ASTM G204 [45]. Estos fueron realizados en aire, a temperatura ambiente, con $P = 10$ N y $\delta = 50$ μ m, a 13 Hz hasta alcanzar los 10^6 ciclos. Si bien estas condiciones ambientales no representan las de un GV en servicio, Sección 1.2, los estudios realizados en esta tesis representan una primera aproximación al fenómeno del daño por *fretting* en TGVs.

De los resultados obtenidos se determinó que el par I 800/AISI 420 fue el que presentó mayor desgaste por *fretting*. A su vez, los ensayos en agua se realizaron para el par I 800/AISI 304L, por lo que también se evaluó este par.

El criterio de taponamiento, denominado límite de obstrucción o *plugging limit*, es un criterio de reparación del TGV basado en que la profundidad del defecto exceda un tamaño específico y el tubo sea retirado de servicio. Este criterio se desarrolla con suposiciones específicas sobre la orientación del defecto, el potencial de crecimiento del mismo durante la operación y las incertezas en la medición de su tamaño.

Por otro lado, la reducción en el espesor de pared del TGV a partir de los cuáles se considera que el mismo debe taponarse para que el funcionamiento en servicio se considere seguro varían de acuerdo a cada entidad regulatoria nuclear. En esta Tesis se considerarán las especificaciones de la Comisión Reguladora Nuclear de Estados Unidos, NRC (*Nuclear Regulatory Commission*). El requisito específico de la NRC establece que los TGVs que durante una inspección en servicio presenten defectos con una profundidad igual o superior al 40 % del espesor nominal de pared del TGV deben taponarse [143].

Los espesores de pared de los TGVs son de 1,13 mm para I 800, y 0,97 mm para I 690, Sección 3.1. De los ensayos realizados, se puede observar que en todos los pares de materiales, bajo las condiciones analizadas, al alcanzar los 10^6 ciclos el sistema se encuentra en un estado estacionario. Por ello, considerando las máximas profundidades del *scar* y realizando el cociente entre este y el espesor de material que puede perder el TGV antes de taponarse (40 % del espesor nominal), se puede estimar la vida útil

de tubo en millones de ciclos. La máxima profundidad de material perdido se presenta en las Figs. 7.8 y 7.19.

De esta manera, para el par I 800/AISI 420 se estimó una vida útil de $10,5 \times 10^6$ ciclos, mientras que para el par I 690/AISI 420, el TGV presenta una mayor durabilidad, igual a $14,9 \times 10^6$ ciclos. Por otro lado, para los ensayos en agua a temperatura ambiente para el par I 800/AISI 304L, el tiempo de vida útil del TGV, teniendo en cuenta solo los efectos de pérdida de material por desgaste, se estima una vida útil de 41×10^6 ciclos.

Cabe mencionar que los resultados presentados en esta sección son muy simples y tienen el objetivo de mostrar bajo que condiciones y par de materiales usados, se produce un menor daño por fretting. Un modelo adecuado debería incluir variables tales como la disminución de la presión de contacto con el aumento de la profundidad del *scar* (Apéndice B) y un factor decreciente con el número de ciclos, ya que como se presentó en la Fig. 7.25(a), existe una variación muy pequeña de la máxima profundidad de material removido, en condiciones de GSR, al pasar de 10^5 a 10^6 ciclos.

7.6. Conclusiones parciales

En este capítulo se presentaron los resultados de ensayos realizados con el fin de analizar otras variables de las cuales depende el daño por *fretting*. Se analizaron la repetitividad de los ensayos al utilizar el dispositivo diseñado, los cambios con el número de ciclos del ensayo y la composición química del TGV así como el efecto del medio ambiente en el daño. Las principales conclusiones obtenidas fueron:

- Se estudió la repetitividad de los resultados en los ensayos bajo un régimen de MFR. Se eligió este régimen ya que es el que presenta cambios en las condiciones de contacto a lo largo del ensayo. Se halló una buena repetitividad en los ensayos.
- Para ensayos en agua destilada a temperatura ambiente el par I 800/AISI 304L se halló una gran reducción del daño por desgaste. El desgaste abrasivo fue el principal mecanismo de daño y no se observó la formación de capas compactas de óxidos. El agua líquida actúa como un lubricante entre las superficies y permite el escape de los *debris* de la zona de contacto, lo que al ser depositados en los alrededores del *scar* generaron el fenómeno de corrosión. Se observó la presencia de burbujas alrededor de la zona de contacto.
- En contacto con patines de AISI 420, se halló que el I 800 presenta un mayor desgaste que el I 690 a iguales condiciones de ensayo. Las capas compactas formadas así como el material desprendido son iguales para ambos TGVs. Teniendo en cuenta que el I 690 e I 800 poseen la misma estructura cristalina, siendo I

690 el material más duro y con mayor tamaño de grano, la sinergia entre estos factores podría explicar la disminución del daño al utilizar TGVs de I 690.

- Se analizó el efecto del número de ciclos sobre el par I 690/AISI 420 para diferentes valores de δ . A iguales condiciones, se presentaron los mismos regímenes de *fretting* que el par I 800/AISI 420. Sin importar el régimen de *fretting* presente, durante los primeros 10^2 ciclos el sistema se comporta igual y presenta los efectos de degradación observados en el régimen PSR. Al superar este número de ciclos, cada régimen se comporta de acuerdo a los resultados presentados en los anteriores capítulos.

Capítulo 8

Conclusiones generales

Los tubos de los generadores de vapor nucleares, TGVs, representan el límite físico entre el circuito primario y secundario de un reactor, por lo que la integridad estructural de los mismos es de fundamental importancia desde el punto de vista de la seguridad. Dentro de los mecanismos de degradación que pueden afectar a los TGVs, el daño por *fretting* es una de las principales causas de taponamiento de TGVs y salida de servicio de dichos componentes.

En esta tesis doctoral se realizó la caracterización mecánica y microestructural del daño por *fretting* TGVs de dos superaleaciones: I 800 e I 690. Para ello se realizaron ensayos de desgaste por *fretting*, bajo condiciones de contacto que se asimilan a las que presentan los tubos durante su operación en un reactor nuclear.

Los ensayos se realizaron en un dispositivo desarrollado para este fin y se determinaron las técnicas de caracterización más adecuadas, en base a las disponibles en el lugar de trabajo, para caracterizar el daño por *fretting*. La mayoría de los ensayos se realizaron en aire a temperatura ambiente, y también se realizaron algunos ensayos en agua a la misma temperatura con el fin de evaluar la influencia del medio ambiente sobre el daño. Se determinaron los mapas de *fretting* de las condiciones de servicio y respuesta del material en I 800 en contacto con dos aceros: AISI 304L y AISI 420. También se estudió la influencia de la amplitud de desplazamiento y la composición de una de las superficies en contacto sobre el daño.

Las principales conclusiones de esta tesis fueron:

- En el daño por *fretting* en TGVs, bajo condiciones de contacto de *gross slip*, el desgaste aumenta con δ . La estructura cristalina del material desprendido así como las capas compactas formadas a partir de los *debris* retenidos en el contacto cambian con dicha variable. Por otro lado, en *gross slip* al cambiar el material en contacto con el TGV, el mecanismo de desgaste principal puede cambiar de abrasivo a adhesivo en virtud de la composición de los materiales en contacto. Si bien la dureza de las superficies es un factor que puede disminuir

el desgaste, las características del material removido así como la naturaleza del mecanismo principal de daño presentan mayor relevancia frente a la dureza.

- Al utilizar el coeficiente de desgaste K basado en la ecuación de Archard para comparar el daño por *fretting* en diferentes pares de materiales, el mismo se debe determinar utilizando OP ya que el uso de modelos geométricos, como los recomendados por la norma ASTM G204, sobrestima el valor del volumen removido, y por lo tanto de K . A su vez, el mismo no es un buen parámetro para comparar pares de materiales en los que existe diferente mecanismo de daño, ya que si predomina el desgaste adhesivo, gran parte del material permanece adherido a la superficie, y lleva a errores en las determinaciones de volúmenes removidos y el coeficiente K . Por otro lado, para el mismo par de materiales, el coeficiente K sirve para evaluar los cambios de regímenes de *fretting* debido a que no se experimentan cambios en el mecanismo principal de daño. Sin embargo, si se comparan ensayos para diferente número de ciclos, debido a que cambian simultáneamente el volumen removido y la distancia total de deslizamiento, parámetros que se utilizan en el cálculo de K , el volumen removido es un mejor indicador del avance del desgaste en el par ante diferente número de ciclos.
- Para ensayos en aire, los *debris* desprendidos están compuestos por óxidos de los elementos constituyentes de los materiales en contacto y son partículas nanométricas con tamaños que van entre los 5 y 20 nm. Estas se aglomeran y forman partículas mayores de hasta unos 5 μm . El material retenido en el contacto sufre un proceso similar a la molienda mecánica. Por ello es posible la formación de estructuras espinelas complejas del tipo AB_2O_4 , donde A es un metal de estado oxidación +2 y ocupa los sitios tetraédricos de la estructura, mientras que B es un metal de estado oxidación +3 que ocupa los sitios octaédricos. En particular, en los pares I 800/AISI 304L e I 800/AISI 420, los *debris* desprendidos durante GSR poseían la misma estructura, formulada como $(Ni, Fe)(Fe, Cr)_2O_4$. Se halló que la presencia de Cr origina una tendencia a la formación de estructuras del tipo espinela.
- Se determinaron los mapas de *fretting* para el par I 800/AISI 304L, con cargas P entre los 5 y 20 N y valores de δ entre los 5 y 50 μm . El RCFM presentó la existencia de los regímenes de PSR, MFR y GSR. En PSR el daño en las superficies es mínimo y está relacionado con el aplastamiento de las marcas de fabricación del material. Al alcanzar un régimen MFR, no se observó la formación de fisuras y el daño es originado por la remoción de material, donde el desgaste disminuye al aumentar en P por a un incremento en la adherencia entre las superficies. El aspecto del *scar* bajo condiciones de *partial slip* es diferente del teórico, debido

a la rugosidad de las superficies lo que lleva a la presencia de zonas con deslizamiento dentro de la zona teórica de adherencia. En GSR, el mecanismo de degradación principal es el desgaste, el cual se incrementa al aumentar P o δ . Los *debris* desprendidos en GSR presentaron las características antes mencionadas. El mapa MRFM solo presenta la zona sin daño y la de daño por desgaste. La rigidez tangencial de contacto K_T se utilizó para analizar los procesos relacionados con la aparición de fisuras junto con imágenes de SEM. No se halló la formación de fisuras por estos medios, lo que podría deberse a que los valores de P usados no alcanzan para superar la presión crítica necesaria para el inicio temprano de fisuras. Para iguales valores de P y δ , los mapas RCFM y MRFM así como las características de los regímenes y el tipo de daño presente fueron iguales en el par I 800/AISI 420. El desgaste fue mayor al utilizar el par I 800/AISI 420. Se considera que este efecto está asociado a la menor dureza superficial del AISI 420 respecto al AISI 304L.

- Para ensayos bajo la norma ASTM G204 en aire, al cambiar el material del TGV de I 800 a I 690, en contacto con AISI 420, no se halló un cambio en las características de las capas compactas ni los *debris* desprendidos. Se observó una disminución del volumen removido en los ensayos. Debido a que ambos materiales poseen la misma estructura cristalina y la dureza no puede explicar el cambio observado en el daño, el mismo solo puede estar originado por el mayor tamaño de grano del I 690 respecto al I 800.
- Al comparar el efecto del medio ambiente para ensayos bajo la norma ASTM G204 en el par I 800/AISI 304L en agua y aire a temperatura ambiente se encontró una gran reducción del daño por desgaste. Esto es debido a que el agua líquida funciona como un lubricante entre las superficies y permite el escape de los *debris* de la zona de contacto. Por ello, no se observó la formación de capas compactas sino la existencia de ranuras originados por desgaste abrasivo. Los *debris* que escapan del contacto, quedan adheridos sobre la superficie circundante del *scar*, generan que se produzca un aumento del daño debido a la corrosión por rendijas. Se halló la presencia de burbujas alrededor de la zona de contacto, las cuales pueden estar ligadas a gases disueltos en el medio líquido así como a variaciones de presión en el mismo, originadas por el movimiento que lleven a un cambio de fase del medio de líquido a vapor en las cercanías del contacto.
- El análisis del daño por *fretting* con el número de ciclos para el par I 690/AISI 420 con diferentes valores de δ , se observó que el sistema presenta igual comportamiento hasta alcanzar los 10^2 ciclos, sin importar el régimen presente. Luego de esto, en GSR el daño se incrementa rápidamente, mientras que en MFR con el

avance del ensayo se aumenta la adherencia del par, y el daño disminuye. Para iguales valores de P y δ el par presenta los mismos regímenes de *fretting* que el par I 800/AISI 420.

- Considerando que el taponamiento en los TGVs se realiza cuando el espesor de pared del mismo se reduce al 40 %, se determinó el número de ciclos necesarios para la salida de servicio de los TGVs utilizando un modelo muy simplificado de cálculo. Para ello se consideraron los máximos espesores removidos para ensayos bajo la norma ASTM G204 en los pares con mayor desgaste. Para el par I 800/AISI 420, bajo las condiciones de ensayos, los TGVs de I 800 presentan una vida útil de $10,5 \times 10^6$ ciclos, mientras que el I 690 presentan una mayor durabilidad, igual a $14,9 \times 10^6$ ciclos al usar el par I 690/AISI 420. Por otro lado, para los ensayos en agua a temperatura ambiente para el par I 800/AISI 304L, el tiempo de vida útil del TGV, teniendo en cuenta solo los efectos de pérdida de material por desgaste, se estima una vida útil de 41×10^6 ciclos.

Apéndice A

Certificados de los materiales utilizados


 CHANDAN STEEL LIMITED (GOVT. OF INDIA RECOGNISED EXPORT HOUSE) ISO 9001 : 2008 CERTIFICATE No. 04 100 011022-E3		ADM. OFFICE: 504, SUKH SAGAR, N. S. PATKAR MARG, MUMBAI 400 007, INDIA Tel.: 91-22- 66290600. Fax.: 91-22-66290633/34 Website : www.chandansteel.net Email : csl@chandansteel.net I/c. No.: I/c. Date:		WORKS: Plot No. 35, G. I. D. C., Umbergaon Dist Valsad, Gujarat - 396 171. Tel.: 91-260- 308 9999 Fax.: 91-260 308 9872 E-mail : exports@chandansteel.net							
		F824 QC 09 / 02 / 10.12.2012									
MILL TEST CERTIFICATE											
Consignee FAMIQ SA ARGENTINA			Test Certificate No. : EXP/01033- 14/2013-2014 Date of Issue : 28.01.2014 P.O.No. : 5000003702 SC_No. & Date : 13-14/00557, Dt. 21.11.2013 Invoice No. & Date : EXP/01033/2013-14 Dtd.28.01.2014								
PRODUCT DESCRIPTION STAINLESS STEEL ROUND BARS			LENGTH		Net Wt. 1456 Kgs.						
			Ordered 5.5 - 6.0 Mtrs.	Actual 5.5 - 6.0 Mtrs.							
Heat No. 13/1520	Grade AISI 304L	Size mm 15.80 mm	Tolerance h9	Process Route Electric Melting, A.O.D. Refining, Continuous Casting							
CHEMICAL COMPOSITION (Weight %)											
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Cu	Ti	N
Min.	-	-	-	-	-	18.00	-	8.00	-	-	-
Max.	0.030	1.00	2.00	0.045	0.030	20.00	-	12.00	-	-	-
Results	0.028	0.68	1.65	0.036	0.018	18.04	-	8.05	-	-	-
MECHANICAL PROPERTIES											
Specified	Yield Strength		Tensile Strength		Elongation	Reduction of area		Hardness			
Value	N/mm ² /MPa(Rp0.2)		N/mm ² /MPa(Rm)		%	%		(HB)			
Min.	170		485		30	40		-			
Max.	-		-		-	-		-			
Results	532		722		42	68		222-225			
Remarks: 1. Cold drawn & Centreless Ground. 2. Solution annealed at 1050 °C. 3. PMI test done 100% & found Satisfactory. 4. The material is fully killed and calcium treated. 5. Material is free from radio-active contamination. 6. The material conforms to ASTM A276 - 13 specifications. 7. The material is manufactured/melt in Chandan Steel Mill and is of Indian Origin. BUNDLE NO.: 14 to 16 & 19 COLOUR : PINK & YELLOW											
It is hereby certified that the above results are true and correct in every details and are meeting the requirements of specification & purchase order.						FAMIQ S.A. DPTO. CERTIFICACIONES COPIA FIEL DEL ORIGINAL  B. S. RAUTELA MANAGER - QUALITY ASSURANCE					

Figura A.1: Certificado de material: barras trelladas de acero inoxidable tipo AISI 304L.

VIRAJ PROFILES LTD.**VIRAJ**

Regd. Mkt off: G-33 & 34, MIDC, Industrial Area, Tarapur, Thane (Dist), Maharashtra, INDIA - 401506, E-Mail: sales@viraj.com
 Works: SURVEY No- 114, 119 & 120, VILL. Mahagaon, Tal: Palgar, Dist: Thane-401501, MAHARASTRA, INDIA, vielqc@viraj.com

TEST CERTIFICATE

CUSTOMER FAMIQ S.R.L.(FORMERLY, FAMIQ S.A.) AV. SAN MARTIN 4723 C.P. (1417), CAPITAL FEDERAL, ARGENTINA.	ORDER NO 5+3270	PACKING LIST NO PROF/965336/6	INSPECTION NO 100003460079 GRADE AIS1420	DATE 18.01.2014 HEAT No 30571
---	---------------------------	---	---	--

BUNDLE NO :
1100110212,

DESCRIPTION

STAINLESS STEEL BRIGHT BARS

COLD DRAWN POLISHED - 2H

SIZE	SHAPE	TOLERANCE	LENGTH	PIECES	WEIGHT
15.800 MM	ROUND	h9	6.00 - 6.20	60	0.562 TO

CHEMICAL ANALYSIS

%C	%Mn	%Si	%S	%P	%Cr	%Ni	%Cu	%Mo	%Co	%N2
0.1600	0.610	0.410	0.0200	0.0390	12.110	0.200	0.200	0.020	0.030	0.03700

TEST RESULTS

0.2% yield strength MPa	Tensile Strength MPa	Elongation %	Reduction Of Area %	Hardness BHN
608.0	686.0	24.0	67.0	203.0

SPECIFICATION:

MATERIAL CONFIRMS TO ASTM A 276-13 COND A,
 CERTIFIED AS PER EN 10204-3.1.
 (HEAT TREATMENT # ANNEALED AT 865°C (±5° C) SOAKING 8 HRS (±1 HRS) FURNACE COOLED).

REMARKS

MATERIAL IS FREE FROM MERCURY CONTAMINATION, FREE FROM WELD OR WELD REPAIRS.

WE CONFIRM THAT THE MATERIAL HAS BEEN TESTED AND FOUND TO BE FREE FROM RADIOACTIVE CONTAMINATION.

We hereby certify that the material described above has been tested and complies with the terms of order contract.



(Signature)
WORKS INSPECTOR
K R K MURTHY

Figura A.2: Certificado de material: barras trelladas de acero inoxidable tipo AISI 420.

Apéndice B

Revisión de los dispositivos de *fretting* utilizados y calibración del dispositivo de carga

B.1. Actuadores comúnmente utilizados

Existe una amplia variedad de actuadores en los diferentes dispositivos reportados en la literatura, los cuales se pueden agrupar según el principio de funcionamiento en los siguientes grupos:

- Los actuadores mecánicos, Fig. B.1, están básicamente constituidos por mecanismos que transforman el movimiento de rotación de un motor en un desplazamiento lineal de pequeña amplitud [144][145]. Fueron los primeros utilizados y presentan el inconveniente de que, debido a las tolerancias mecánicas presentes en toda cadena de movimiento, no poseen una adecuada precisión para muy bajos desplazamientos, del orden de decenas de micrones.
- Los actuadores servo-hidráulicos [108][146], Fig. B.2. Se utilizan comúnmente en las máquinas de ensayos universales servo-hidráulicas y se basan en pistones accionados por un flujo de aceite en el mismo. Poseen la ventaja de poder ejercer grandes fuerzas y desplazamientos muy bajos, pudiendo operar a frecuencias menores a los 50 Hz.
- Los actuadores piezoeléctricos [147][148], Fig. B.3, en los que la aplicación de una tensión se transforma en la contracción o dilatación de material un material piezoeléctrico. Pueden operar a altas frecuencias, pero presentan fuerzas de accionamiento y desplazamientos pequeños.

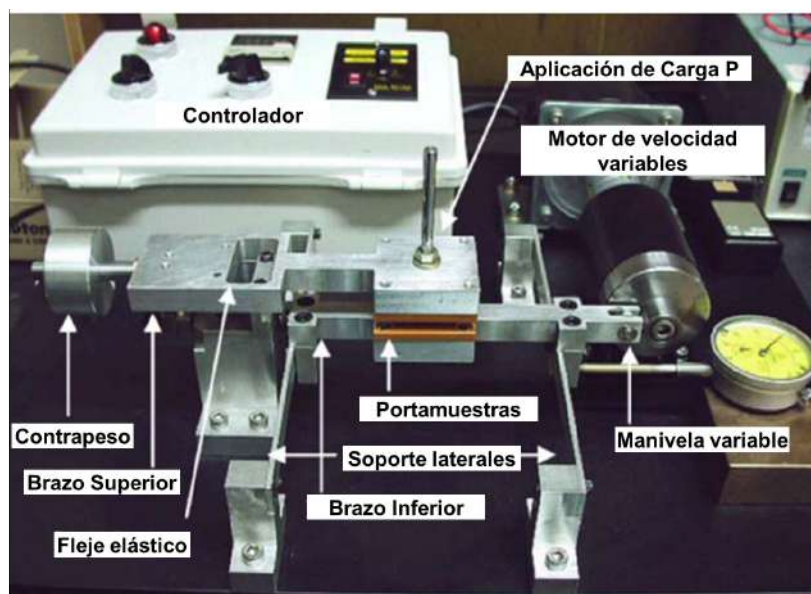


Figura B.1: Máquina de *fretting* donde el movimiento es provisto por un motor eléctrico de velocidad variable. Modificado de [144].

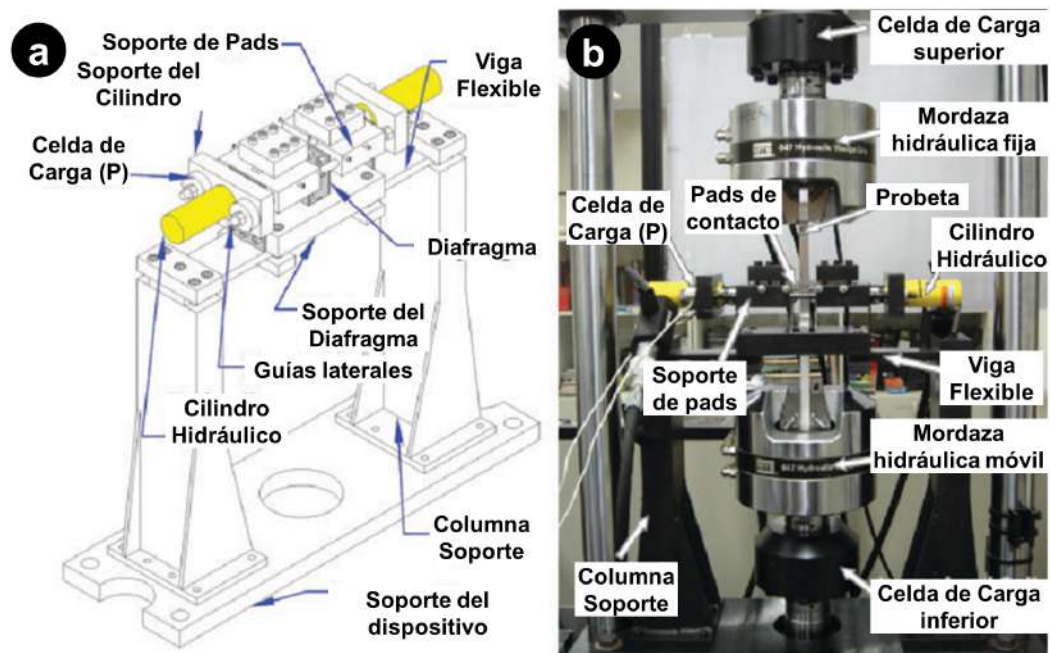


Figura B.2: Dispositivo de FF montado sobre una máquina de ensayos servo-hidráulica donde el actuador es el pistón de la máquina de ensayos. Modificado de [146].

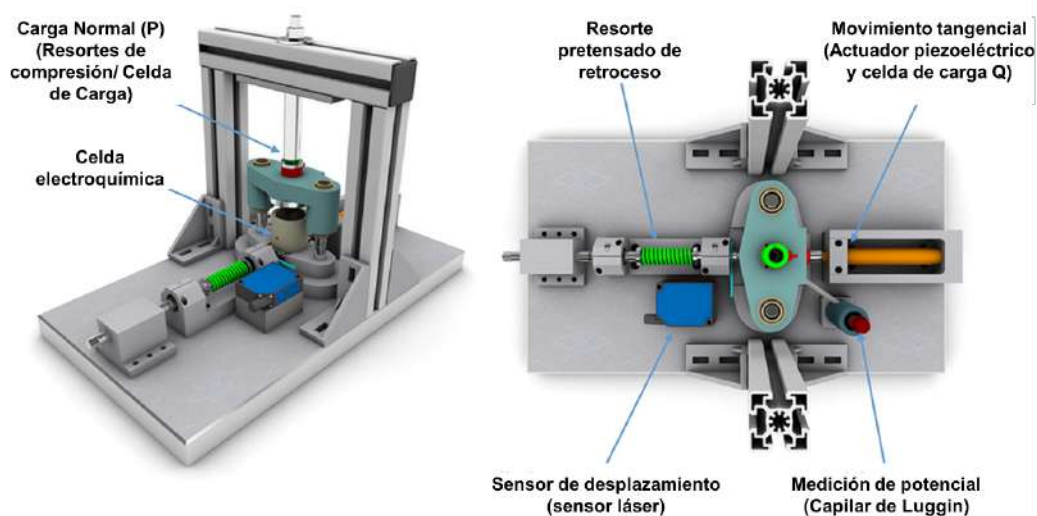


Figura B.3: Esquema de dispositivo para estudios de *fretting corrosion* con actuador piezoeléctrico. Modificado de [147].

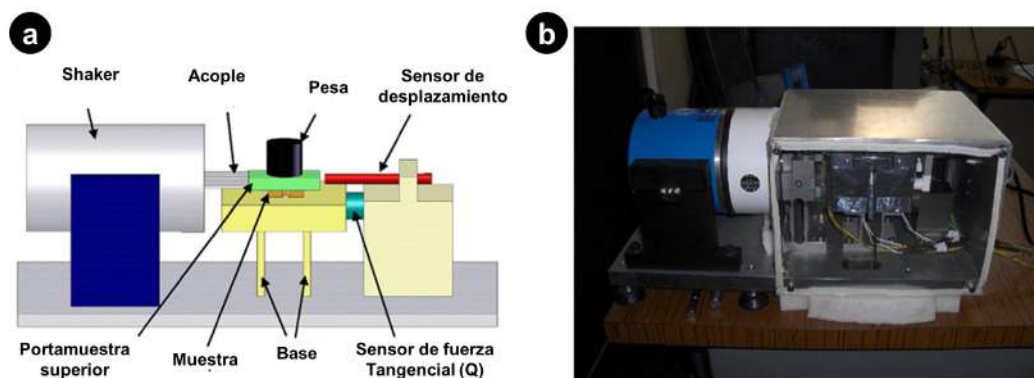


Figura B.4: (a) Esquema de dispositivo de *fretting* con actuador tipo *shaker* y (b) Fotografía del equipo. Modificado de [149].

- Los actuadores electromagnéticos [35][149], Fig B.4, también denominados *shakers*. Presentan características intermedias entre los actuadores hidráulicos y piezoeléctricos con altos desplazamientos y frecuencias y fuerzas intermedias entre los actuadores antes mencionados.
- Los actuadores magnetostrictivos [150][140], Fig. B.5. Utilizan la magnetostricción, propiedad que se refiere a la deformación que presentan algunos materiales ferromagnéticos frente a los campos magnéticos. Presentan una buena respuesta en frecuencia con cargas y desplazamientos adecuados para los ensayos de *fretting*.

B.2. Medición del desplazamiento

La medición del desplazamiento relativo entre las superficies es fundamental en cualquier ensayo de *fretting* para realizar un adecuado control de δ . Sin embargo, la

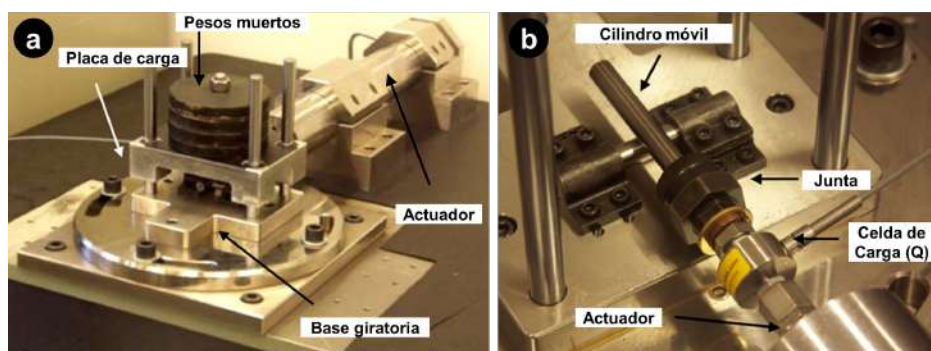


Figura B.5: (a) Dispositivo de *fretting* con actuador magnetoestrictivo, (b) detalle del porta-muestras. Modificado de [140].

elasticidad del elemento que transmite el movimiento puede ser importante, originando que el desplazamiento real impuesto a la superficie móvil sea menor que el aplicado por el actuador. En consecuencia, el verdadero desplazamiento relativo puede ser diferente del registrado e impuesto por el actuador. Por ello, las normas recomiendan la medición del desplazamiento relativo lo más cercano posible a las superficies en contacto [45].

Por otro lado, el desplazamiento real que experimenten las superficies en contacto D_R depende de la condición de contacto, ya que un deslizamiento relativo que sea igual en toda el área de contacto solo se logra bajo una condición de *gross slip*, mientras que el mismo variable en diferentes regiones de la zona de contacto bajo una condición de *partial slip*. Por ello, la elaboración de los lazos $Q - D$ es fundamental para determinar el deslizamiento real entre las superficie de contacto.

En lo que respecta al uso de transductores de desplazamiento utilizados, existen diferentes dispositivos de medición utilizados, como ser la aplicación de extensómetros o el uso de sensores del tipo LVDT. Por otro lado, también se puede suelen utilizar sensores de no-contacto como ser sensores ópticos, capacitivos o de corrientes parásitas (*eddy-current*).

B.3. Aplicación de la carga de contacto P

Para la aplicación de la carga normal P entra las superficies, en general se utilizan dispositivos mecánicos de compresión como que puede ser de uniones abulonadas o de resortes, como se muestra en la Fig. B.3. Tambien se utilizan pesas para la aplicación de la carga de contacto mediante un sistema de pesos muertos como los de las Figs. B.1, B.4 y B.5. La ventaja de utilizar un sistema de carga de pesos muertos es que la misma permanece constante durante todo el ensayo mientras que en el sistema de carga mecánico la misma puede variar debido a los efectos de perdida y acumulación de material en el área de contacto. Esto es debido a que los sistemas de carga mecánica aprovechan la deformación de un elemento elástico y cuando los *debris* se forman y

quedan retenidos entre las superficies, la presión en el contacto aumentará debido a que las superficies se distanciaran y el elemento mecánico se comprimirá, aumentando la carga aplicada. A diferencia de ello, si los *debris* escapan de la zona de contacto, las superficies se acercarán originando que el elemento mecánico se expanda y la carga de contacto baje. De lo anterior se deduce que es importante la selección del elemento de carga de manera que su rigidez sea tal que no se produzcan variaciones de carga importante.

También se utilizan actuadores neumáticos o hidráulicos, como el de la Fig. B.2, que aplican la carga entre las superficies mediante un cilindro el cual es accionado por un fluido. En estos sistemas mediante el uso de una celda de carga y un compresor se logra mantener una carga constante ya que es posible variar en cada instante la presión de fluido sobre el actuador pero a diferencia de los dispositivos antes mencionados, son en general más complejos y costosos.

B.4. Medición de las fuerzas Q y P

En el caso de la fuerza P , cuando la carga es aplicada mediante pesos muertos o la deformación de un elemento elástico en general no se utilizan transductores para la medición de dicha variable. A diferencia de esto y como se mencionó previamente, en los sistemas de aplicación de carga mediante pistones o si el elemento elástico utilizado en la aplicación de carga no es suficientemente rígido, se utilizan celdas de carga para registrar P .

Por otro lado, en el caso de la carga de fricción Q esta debe registrarse a cada instante para poder elaborar los lazos de *fretting* o lazos $Q - D$.

Para la medición de estas fuerzas, en general se utilizan o bien celdas de carga instrumentadas con galgas extensométricas (*strain gauges*) en las cuales, mediante la deformación de un elemento elástico, se puede determinar la fuerza aplicada o también celdas que utilizan elementos piezoeléctricos, en las cuales las variaciones de presión sobre el elemento originan cambios en la diferencia de potencial eléctrico generada por el piezoeléctrico que son asociadas a la carga aplicada.

B.5. Calibración del fleje de carga

Como se menciona en la Sección 3.4.3, en esta tesis se utilizó un elemento elástico para la aplicación de la carga P , con una configuración de viga en voladizo.

Una viga en voladizo posee un extremo empotrado y otro libre. Si se halla en reposo, se debe aplicar una fuerza P a la misma para que esta se defleque y se separe de su posición de equilibrio una distancia Δ , como se muestra en la Fig. B.6. La relación

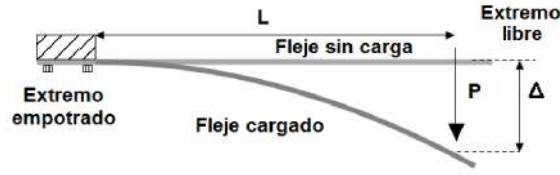


Figura B.6: Esquema de la deflexión Δ de una viga en voladizo con una carga P aplicada a una distancia L del extremo empotrado.

entre la carga P aplicada en el extremo libre de una viga de longitud L y la deflexión Δ en dicho extremo esta dada por la Ec. B.1, donde I representa el momento de inercia del área de la sección transversal de la viga, la cual es función de las dimensiones geométricas de la misma y E es el módulo de Young del material del fleje.

$$\Delta = \frac{L^3}{3 \cdot E \cdot I} \cdot P \quad (\text{B.1})$$

Para una viga de sección transversal rectangular, I es en función del ancho b y el espesor t de la misma y se puede calcular según la Ec. B.2.

$$I = \frac{b \cdot t^3}{12} \quad (\text{B.2})$$

De este modo, si se agrupan aquellas variables que depende de la geometría y del material del fleje se llega a la Ec. B.3 donde k_f representa la rigidez del fleje en unidades de fuerza sobre longitud de deflexión del fleje respecto de su posición de equilibrio.

$$\Delta = \frac{L^3}{3 \cdot E \cdot I} \cdot P = \frac{4 \cdot L^3}{b \cdot t^3 \cdot E} \cdot P = k_f \cdot P \quad (\text{B.3})$$

Para determinar la carga P en base a la deflexión del fleje respecto de su posición sin carga Δ se debe determinar el parámetro k_f mediante una calibración del fleje. Luego a partir de este parámetro se puede determinar el valor de E , el cual como se observa en la Ec. B.3 es el único parámetro no relacionado con la geometría del dispositivo. De esta manera distintas combinaciones de L y Δ originarán diferentes valores de P .

En la calibración del fleje se utilizó un esquema como el que se presenta en la Fig. B.7(a), donde a una distancia l del extremo empotrado del fleje se aplica una carga P mientras que se mide la deflexión del fleje Δ en el extremo libre. Las cargas se aplicaron a través de diferentes pesas calibradas y se utilizó un reloj palpador para medir la deflexión en el extremo libre, como se muestra en la Figs. B.7(b) y (c). Se utilizó un palpador de aguja Digimess con una resolución de 10 μm , mientras que la carga se aplico mediante pesas de calibración para máquinas de ensayos de Instron. De este modo, al no estar aplicada la carga en el extremo libre del fleje, como se presenta en la Fig. B.7(a), la fórmula que relaciona la carga aplicada con Δ se presenta en la Ec. B.4.

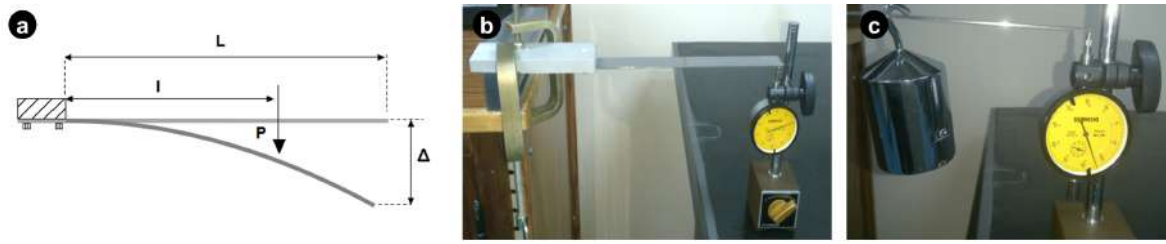


Figura B.7: (a) Esquema utilizado en la calibración del fleje, (b) armado del sistema de calibración y (c) detalle de la aplicación de la carga y la medición de la deflexión en el extremo libre.

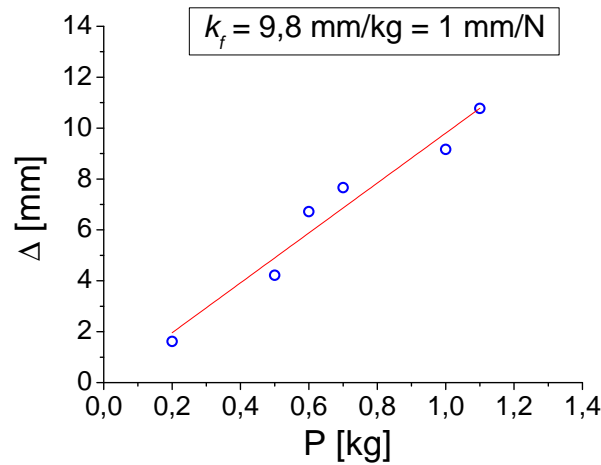


Figura B.8: Curva de calibración del fleje utilizado.

$$\Delta = \frac{P \cdot l^2 \cdot (3 \cdot L - l)}{6 \cdot E \cdot I} \quad (\text{B.4})$$

Para los ensayos de calibración se utilizó el soporte para mordazas planas como se observa en la Fig. B.7(b). La longitud total del fleje L , desde el extremo empotrado por los tornillos y el extremo libre fue de $L = 220$ mm. Por otro lado, la distancia entre el punto de aplicación de la carga y el extremo empotrada fue de $l = 110$ mm. De las dimensiones finales del fleje y utilizando la Ec. B.2 se determinó un momento de inercia $I = 5,8 \text{ mm}^4$. Mediante la combinación de pesas disponibles, se aplicaron cargas con valores entre 0,2 y 1,1 kg. La curva de calibración obtenida se presenta en la Fig. B.8. Se determinó un valor de rigidez $k_f = 9,8 \text{ mm kg}^{-1}$ y un módulo de Young del material de $E = 191 \text{ GPa}$.

Apéndice C

Cargas y desplazamiento presentes en los TGVs nucleares

Para el desarrollo de los mapas de *fretting*, primero se debieron seleccionar los principales parámetros de los mapas, que son P y δ . En la literatura se encuentra un amplio rango de cargas de contacto y desplazamientos utilizados. Por ello, en esta tesis se consideraron los valores que experimentan los TGVs de la industria nuclear en funcionamiento. Debido a que la medición de estas variables durante el funcionamiento normal de una central nuclear es imposible desde el punto de vista técnico, para estimar sus valores se utilizan prototipos en ensayos mecánicos o se realizan simulaciones numéricas [62][98].

En la zona del contacto de los TGVs con las BAVs, las fuerzas de impacto cambian de acuerdo a la posición en el arreglo de tubos y el número de barras BAVs presentes en el diseño del GV, obteniéndose valores que oscilan entre 5 y 25 N como se presenta en la Fig. C.1. En estos estudios se consideran diferentes luces radiales C_r , en la región de contacto entre el TGV y la placa soporte.

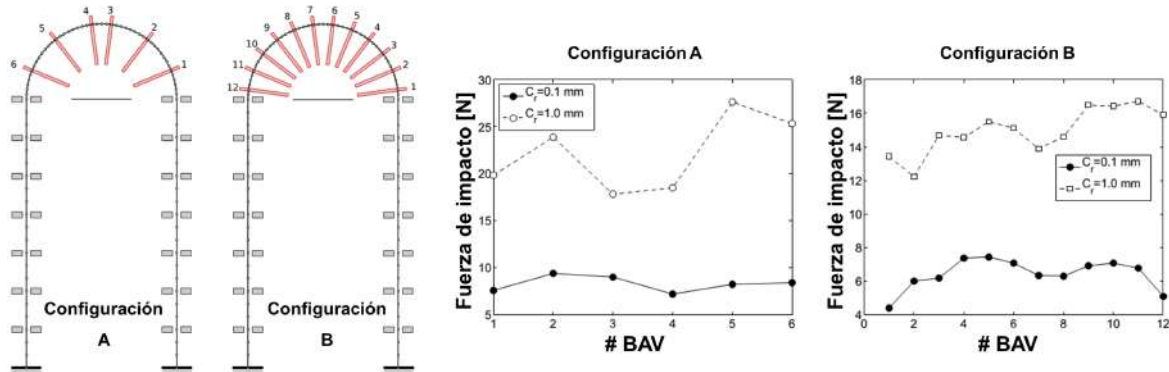


Figura C.1: Fuerzas de impacto RMS entre TGV/BAV para dos configuraciones diferentes con distinto número de BAVs y luces radiales C_r . Modificado de [62].

Por otro lado, para el cálculo de las fuerzas presentes entre los TGVs y las placas

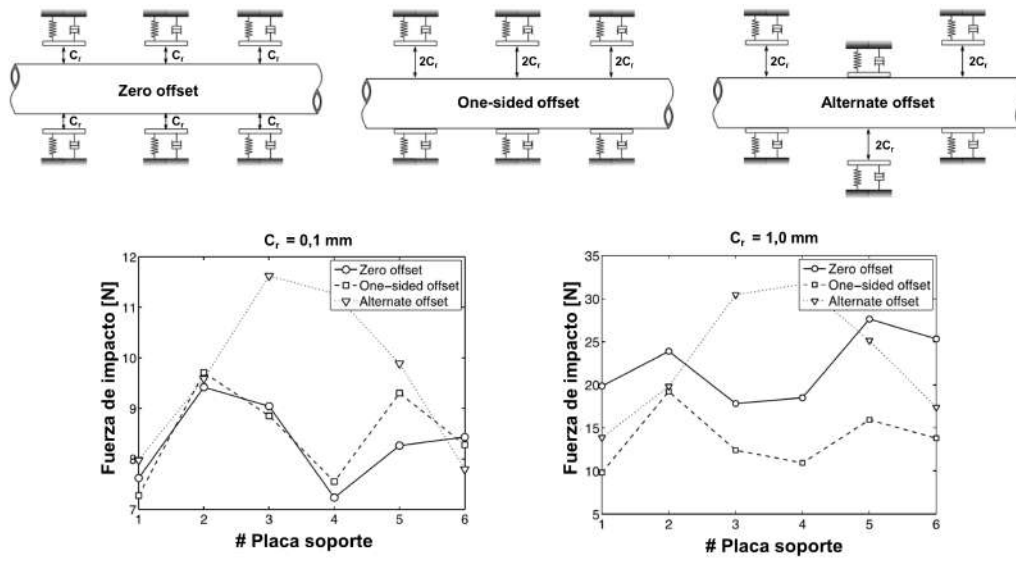


Figura C.2: Fuerzas de impacto RMS entre TGV/Placa soporte para dos configuraciones diferentes con distintas condiciones de contacto y luces radiales C_r . Modificado de [62].

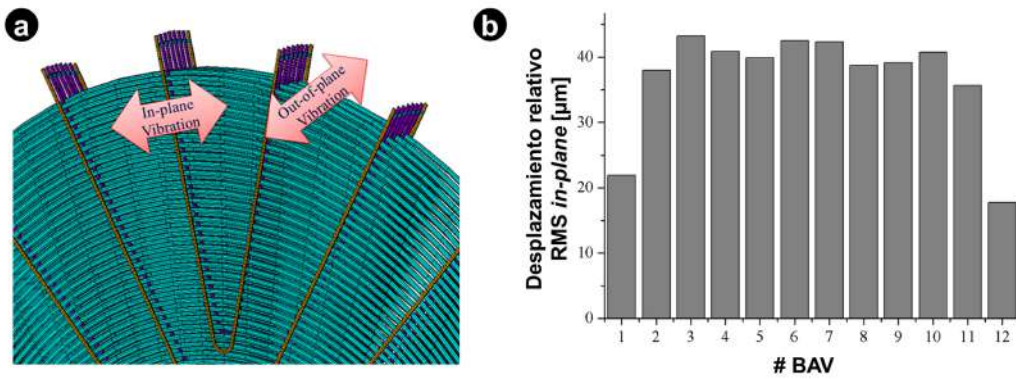


Figura C.3: (a) Desplazamientos posibles en el contacto TGV/BAV, (b) Desplazamiento relativo en el plano (*in-plane*) RMS entre los TGVs y las BAVs. Modificado de [98].

soporte, en general, se pueden presentar 3 situaciones posibles: que el TGV se encuentra centrado respecto al orificio que atraviesa en la placa soporte o condición de *zero offset*, que un lado del TGV entre en contacto con varias placas soporte al mismo tiempo ó condición de *one-side offset* y, finalmente, que diferentes lados del TGV entren en contacto alternadamente con distintas placas, condición de *alternate offset*.

Las fuerzas entre TGV y placa soporte así calculados son ligeramente superiores a los hallados para el contacto entre TGVs y BAVs, con valores que oscilan entre los 5 y 30 N, como se muestra en la Fig. C.2.

En lo que respecta a los desplazamientos relativos entre las superficies en contacto, los mayores desplazamientos se hallan en la zona de contacto con las BAVs. En dicha región, las vibraciones en el plano (*in-plane vibration*), Fig. C.3(a), son las responsables del fenómeno de *fretting* tangencial. La Fig. C.3(b) presenta los desplazamientos relativos RMS determinados entre los TGVs y las BAVs debido a dichas vibraciones.

Bibliografía

- [1] Tomlinson, G. A. The rusting of steel surfaces in contact. *Proc. R. Soc. Lond. A*, **115**, 472–483, 1927. [1](#)
- [2] Vingsbo, O., Söderberg, S. On fretting maps. *Wear*, **126**, 131–147, 1988. [1](#), [22](#), [24](#), [25](#), [56](#), [59](#), [110](#), [153](#)
- [3] Suresh, S. Fatigue of Materials - 2nd Edition. Cambridge University Press, 1998. [3](#)
- [4] Waterhouse, R. B. Fretting Corrosion. Pergamon Press, 1972. [3](#)
- [5] IAEA. Review of fuel failures in water cooled reactors. *NF-T-2.1*, 2010. [3](#), [6](#), [7](#)
- [6] MacDonald, P., Shah, V., Ward, L., PG, E. NUREG/CR 6365: Steam Generator Tube Failures. U.S.Nuclear Regulatory Commission, 1996. [4](#), [5](#), [7](#)
- [7] IAEA. Assessment and management of ageing of major nuclear power plant components important to safety: Steam generators. *TECDOC-1668*, 2011. [4](#), [5](#), [6](#), [34](#)
- [8] Pettigrew, M. Flow-induced vibration of nuclear power station components. Atomic Energy of Canada Ltd., 1977. [5](#)
- [9] Attia, M. H. Fretting fatigue and wear damage of structural components in nuclear power stations—fitness for service and life management perspective. *Tribology International*, **39** (10), 1294–1304, 2006. [6](#)
- [10] Karl-Heinz, Z. G. Microstructure and wear of materials. *Tribology series*, **10**, 1987. [11](#), [12](#), [14](#), [15](#), [67](#)
- [11] Mo, Y., Turner, K. T., Szlufarska, I. Friction laws at the nanoscale. *Nature*, **457** (7233), 1116–1119, 2009. [12](#)
- [12] Gao, J., Luedtke, W., Gourdon, D., Ruths, M., Israelachvili, J., Landman, U. Frictional forces and Amontons law: from the molecular to the macroscopic scale. *J. Phys. Chem. B*, **250** (108), 3410–3425, 2014. [12](#), [20](#), [21](#)

- [13] Blau, P. J. The significance and use of the friction coefficient. *Tribology International*, **34** (9), 585–591, 2001. [13](#), [14](#)
- [14] ASTM. Standard terminology relating to wear and erosion. *ASTM G40-02*, 2002. [13](#), [92](#), [143](#), [144](#)
- [15] Fouvry, S., Kapsa, P., Vincent, L. An elastic–plastic shakedown analysis of fretting wear. *Wear*, **247** (1), 41–54, 2001. [13](#), [27](#), [143](#), [144](#)
- [16] Patek, S., Baio, J. The acoustic mechanics of stick–slip friction in the California spiny lobster (*Panulirus interruptus*). *Journal of Experimental Biology*, **210** (20), 3538–3546, 2007. [14](#)
- [17] DIN. Wear, terms, systematic analysis of wear processes, classification of wear phenomena. *DIN 50320*, 1979. [14](#), [156](#)
- [18] Archard, J. F. Contact and rubbing of flat surfaces. *Journal of Applied Physics*, **24**, 981–988, 1953. [16](#)
- [19] Pearson, S. R., Shipway, P. H. Is the wear coefficient dependent upon slip amplitude in fretting vingsbo and söderberg revisited. *Wear*, **330**, 93–102, 2015. [16](#), [49](#), [51](#), [54](#)
- [20] Rabinowicz, E. The wear coefficient — Magnitude, scatter, uses. *Transactions of the ASME - Journal Lubrication Technology*, **103** (2), 188–194, 1981. [16](#)
- [21] Johnson, K. L. Contact mechanics. Cambridge University Press, 2003. [17](#), [18](#), [19](#), [20](#), [69](#), [89](#)
- [22] Williams, J., Dwyer-Joyce, R. Ch. 3: Contact between solid surfaces. En: B. Bhushan (ed.) Modern Tribology Handbook. CRC press, 2000. [17](#), [19](#), [21](#)
- [23] Ödfalk, M., Vingsbo, O. An elastic-plastic model for fretting contact. *Wear*, **157**, 435–444, 1994. [21](#), [22](#), [142](#)
- [24] Jiang, J., Stott, F. H., Stack, M. M. The role of triboparticulates in dry sliding wear. *Tribology International*, **31** (5), 245–256, 1998. [22](#), [69](#)
- [25] Chen, G., Zhou, Z. Study on transition between fretting and reciprocating sliding wear. *Wear*, **250** (1), 665–672, 2001. [23](#)
- [26] Lim, S., Ashby, M. Overview N°. 55 wear-mechanism maps. *Acta metallurgica*, **35** (1), 1–24, 1987. [23](#)

- [27] Andersson, S., Söderberg, A., Björklund, S. Friction models for sliding dry, boundary and mixed lubricated contacts. *Tribology international*, **40** (4), 580–587, 2007. [25](#), [94](#), [103](#), [129](#)
- [28] Ovcharenko, A., Etsion, I. Junction growth and energy dissipation at the very early stage of elastic-plastic spherical contact fretting. *Journal of Tribology*, **131** (3), 031602, 2009. [25](#)
- [29] Zhou, Z. R., Vincent, L. Mixed fretting regime. *Wear*, **181-183**, 531–536, 1995. [25](#), [28](#), [88](#), [89](#), [97](#), [98](#), [105](#), [153](#)
- [30] Zhou, Z. R., Fayeulle, S., Vincent, L. Cracking behaviour of various aluminium alloys during fretting wear. *Wear*, **155**, 317–330, 1992. [25](#), [27](#), [53](#)
- [31] Vincent, L., Berthier, Y., Godet, M. Testing methods in fretting fatigue: A critical appraisal. En: M. Helmi Attia, R. B. Waterhouse (eds.) STP 1159 - Standardization of Fretting Fatigue Test Methods and Equipment, págs. 33–48. ASTM International, 1992. [26](#), [89](#)
- [32] Hannel, S., Fouvry, S., Kapsa, P., Vincent, L. The fretting sliding transition as a criterion for electrical contact performance. *Wear*, **249** (9), 761–770, 2001. [26](#)
- [33] Stott, F. H., Lin, D. S., Wood, G. C. The structure and mechanism of formation of the ‘glaze’oxide layers produced on nickel-based alloys during wear at high temperatures. *Corrosion Science*, **13** (6), 449–469, 1973. [28](#), [68](#)
- [34] Sauger, E., Fouvry, S., Ponsonnet, L., Kapsa, P., Martin, J., Vincent, L. Tribologically transformed structure in fretting. *Wear*, **245** (1), 39–52, 2000. [28](#)
- [35] Iwabuchi, A. The role of oxide particles in the fretting wear of mild steel. *Wear*, **151**, 301–311, 1991. [29](#), [199](#)
- [36] Berthier, Y., Godet, M., Brendle, M. Velocity accommodation in friction. *Tribology Transactions*, **32** (4), 490–496, 1989. [29](#), [30](#), [65](#), [102](#)
- [37] Berthier, Y., Vincent, L., Godet, M. Velocity accommodation in fretting. *Wear*, **125** (1-2), 25–38, 1988. [30](#), [31](#), [127](#), [136](#)
- [38] Claramonte, S., Soria, S., Yawny, A. Selección del material para los separadores de tubos de los generadores de vapor de reactor nuclear CAREM 25. *INT-INN 03MET-001 - Informe Técnico, Gerencia de Física, CAB*, 2015. [33](#), [34](#), [69](#)
- [39] Bergant, M. A. Evaluación de tenacidad a la fractura e integridad estructural de tubos de generadores de vapor nucleares. Tesis de Doctorado en Ingeniería, Instituto Balseiro, Universidad Nacional de Cuyo, 2016. [34](#)

- [40] ASME. Section II: Materials - Part A: Ferrous material specifications. *ASME Boiler and Pressure Vessel Code*, 2015. [34](#)
- [41] Claramonte, S. P. Estudio experimental de desgaste por fretting en tubos de generadores de vapor nucleares. Tesis de Maestría en Ingeniería, Instituto Balseiro, Universidad Nacional de Cuyo, 2017. [34](#), [39](#), [40](#), [47](#), [50](#), [51](#), [70](#), [155](#)
- [42] Ducki, K. J. Analysis of the precipitation and growth processes of the intermetallic phases in an $Fe - Ni$ superalloy. En: Superalloys. InTech, 2015. [35](#)
- [43] ASTM. Standard specification for stainless steel bars and shapes. *ASTM A276-13*, 2013. [36](#)
- [44] Gallego, L., Nélías, D., Jacq, C. P. A comprehensive method to predict wear and to define the optimum geometry of fretting surfaces. *Transactions of the ASME - Journal of Tribology*, **128**, 476–485, 2006. [37](#)
- [45] ASTM. Standard test method for damage to contacting solid surfaces under fretting conditions. *ASTM G204-10*, 2010. [37](#), [44](#), [46](#), [50](#), [54](#), [55](#), [70](#), [87](#), [121](#), [155](#), [161](#), [163](#), [171](#), [185](#), [200](#)
- [46] Balbiani, J. P. Diseño de facilidad experimental de laboratorio para el estudio de fretting en tubos de generadores de vapor. Tesis de Maestría en Ingeniería, Instituto Balseiro, Universidad Nacional de Cuyo, 2014. [40](#)
- [47] Kalin, M., Vizintin, J. Use of equations for wear volume determination in fretting experiments. *Wear*, **237**, 39–48, 2000. [42](#)
- [48] ASTM. Standard test method for wear testing with a pin-on-disk apparatus. *ASTM G99-04*, 2004. [44](#), [58](#), [112](#)
- [49] Ito, T., Takata, K., Hattori, Y., Iida, K., Saitoh, Y. Microscopy study of fretting corrosion of tin plated contacts. *Proceedings of the 53rd IEEE Holm Conference on Electrical Contacts*, **Electrical Contacts**, 216–221, 2007. [44](#)
- [50] Goss, G. L., Hoepfner, D. W. Characterization of fretting fatigue damage by SEM analysis. *Wear*, **24**, 77–95, 1973. [44](#)
- [51] Goldstein, J., Newbury, D. E., Echlin, P., Joy, D. C., Romig Jr, A. D., Lyman, C. E., *et al.* Scanning electron microscopy and X-ray microanalysis: a text for biologists, materials scientists, and geologists. Springer Science & Business Media, 2012. [44](#), [99](#)

- [52] De Baets, P., Strijckmans, K., Van Peteghem, A. P. Characterisation of the fretting wear of unlubricated steel surfaces based on the comparison of wear results obtained by different methods. *Wear*, **208**, 169–176, 1997. [46](#), [57](#), [58](#)
- [53] Dobromirski, J. M. Variables of fretting process: are there 50 of them? En: M. Helmi Attia, R. B. Waterhouse (eds.) STP 1159 - Standardization of Fretting Fatigue Test Methods and Equipment, págs. 60–66. ASTM International, 1992. [46](#), [53](#), [69](#)
- [54] Nečas, D., Klapetek, P. Gwyddion: an open-source software for spm data analysis. *Open Physics*, **10** (1), 181–188, 2012. [49](#)
- [55] Press, W. H. Laplace interpolation. *Computational Statistics with Application to Bioinformatics*, **CS395T**, 2010. [50](#)
- [56] Ohmae, N., Tsukizoe, T. The effect of slip amplitude on fretting. *Wear*, **27** (3), 281–294, 1974. [53](#), [54](#)
- [57] Li, J., Lu, Y. H. Effects of displacement amplitude on fretting wear behaviors and mechanism of Inconel 600 alloy. *Wear*, **304** (1), 223–230, 2013. [53](#)
- [58] Chung, I., Lee, M. An experimental study on fretting wear behavior of cross-contacting Inconel 690 tubes. *Nuclear Engineering and Design*, **241** (10), 4103–4110, 2011. [53](#), [122](#)
- [59] Fisher, N. J., Chow, A. B., Weckwerth, M. K. Experimental fretting-wear studies of steam generator materials. *Transactions of the ASME - Journal of Pressure Vessel Technology*, **117**, 312–320, 1995. [54](#)
- [60] Inman, I. A., Datta, P. S. Studies of high temperature sliding wear of metallic dissimilar interfaces iii: Incoloy MA956 versus Incoloy 800HT. *Tribology International*, **43** (11), 2051–2071, 2010. [54](#), [68](#)
- [61] Inman, I. A., Datta, P. S. Studies of high temperature sliding wear of metallic dissimilar interfaces iv: Nimonic 80A versus Incoloy 800HT. *Tribology International*, **44** (12), 1902–1919, 2011. [54](#), [68](#)
- [62] Hassan, M., Mohany, A. Simulations of fluidelastic forces and fretting wear in U-bend tube bundles of steam generators: Effect of tube-support conditions. En: Proc. Advances in Structural Engineering and Mechanics - ASEM 2015. Int'l Association of Structural Engineering and Mechanics (IASSEM), 2015. [54](#), [87](#), [205](#), [206](#)
- [63] ImageJ. <http://imagej.nih.gov/ij/>. *National Institutes of Health*, 2015. [55](#)

- [64] Hetzner, D. W. Comparing binary image analysis measurements-euclidean geometry, centroids and corners. *Microscopy Today*, **16** (4), 10–15, 2008. [55](#)
- [65] Kim, D., Lee, Y. Z. Experimental investigation on sliding and fretting wear of steam generator tube materials. *Wear*, **250**, 673–680, 2001. [57](#), [122](#)
- [66] Hurricks, P. L. The mechanism of fretting — A review. *Wear*, **15** (6), 389–409, 1970. [59](#), [65](#), [168](#)
- [67] Pauschitz, A., Manish, R., Franek, F. Mechanisms of sliding wear of metals and alloys at elevated temperatures. *Tribology International*, **41**, 584–602, 2008. [60](#), [99](#), [101](#), [116](#)
- [68] Mulvihill, D. M., Kartal, M. E., Olver, A., Nowell, D., Hills, D. A. Investigation of non-coulomb friction behaviour in reciprocating sliding. *Wear*, **271**, 802–816, 2011. [61](#), [103](#), [105](#), [112](#), [138](#), [181](#)
- [69] Hintikka, J., Lehtovaara, A., Mäntylä, A. Non-coulomb friction in gross sliding fretting conditions with aluminium bronze against quenched and tempered steel. *Tribology International*, **79**, 151–161, 2014. [61](#), [112](#), [143](#)
- [70] Briscoe, B., Chateauminois, A., Lindley, T., Parsonage, D. Fretting wear behaviour of polymethylmethacrylate under linear motions and torsional contact conditions. *Tribology International*, **31**, 701–711, 1998. [61](#)
- [71] Mo, J. L., Zhu, M. H., Zheng, J. F., Luo, J., Zhou, Z. R. Study on rotational fretting wear of 7075 aluminum alloy. *Tribology International*, **43** (5), 912–917, 2010. [62](#)
- [72] Xin, L., Wang, Z., Li, J., Lu, Y., Shoji, T. Microstructural characterization of subsurface caused by fretting wear of Inconel 690TT alloy. *Materials Characterization*, **115**, 32–38, 2016. [66](#), [174](#)
- [73] Xi, L., Yang, B. B., Wang, Z. H., Li, J., Lu, Y. H., Shoji, T. Microstructural evolution of subsurface on Inconel 690TT alloy subjected to fretting wear at elevated temperature. *Materials and Design*, **104**, 152–161, 2016. [66](#)
- [74] Kuang, W., Han, E. H., Wu, X., Rao, J. Microstructural characteristics of the oxide scale formed on 304 Stainless Steel in oxygenated high temperature water. *Corrosion Science*, **52**, 3654–3660, 2010. [66](#), [83](#), [168](#)
- [75] Stellwag, B. The mechanics of oxide film formation on austenitic steel in high temperature water. *Corrosion Science*, **40**, 337–370, 1998. [66](#), [83](#), [168](#)

- [76] Cullity, B. D., Graham, C. D. Introduction to magnetic materials. John Wiley and Sons, 2009. [67](#)
- [77] Kalin, M., Vizintin, J. A tentative explanation for the tribochemical effects in fretting wear. *Wear*, **250** (1), 681–689, 2001. [67](#)
- [78] Kitsunai, H., Hokkirigawa, K., Tsumaki, N., Kato, K. Transitions of microscopic wear mechanism for Cr_2O_3 ceramic coatings during repeated sliding observed in a scanning electron microscope tribosystem. *Wear*, **151** (2), 279–289, 1991. [68](#)
- [79] Kumar, N., Das, C., Dash, S., Albert, S., Chandramohan, P., Srinivasan, M., *et al.* Tribo-induced phase transformation and associated evolution of friction of *NiCrB* alloy. *Tribology Transactions*, **55** (1), 117–121, 2012. [68](#)
- [80] Jin, X., Shipway, P., Sun, W. The role of frictional power dissipation (as a function of frequency) and test temperature on contact temperature and the subsequent wear behaviour in a stainless steel contact in fretting. *Wear*, **330–331**, 103–111, 2015. [68](#)
- [81] Jin, X., Sun, W., Shipway, P. H. The role of geometry changes and debris formation associated with wear on the temperature field in fretting contacts. *Tribology International*, **102**, 392–406, 2016. [69](#)
- [82] Abdel-Aal, H. A. A remark on the flash temperature theory. *International communications in heat and mass transfer*, **24** (2), 241–250, 1997. [69](#)
- [83] Bethune, B., Waterhouse, R. B. Adhesion between fretting steel surfaces. *Wear*, **8** (1), 22–29, 1965. [69](#)
- [84] Li, J., Lu, Y., Zhang, H., Xin, L. Effect of grain size and hardness on fretting wear behavior of Inconel 600 alloys. *Tribology International*, **81**, 215–222, 2015. [69](#), [156](#)
- [85] Lemm, J., Warmuth, A., Pearson, S., Shipway, P. The influence of surface hardness on the fretting wear of steel pairs—its role in debris retention in the contact. *Tribology International*, **81**, 258–266, 2015. [70](#), [79](#)
- [86] Budinski, K. G. Effect of hardness differential on metal-to-metal fretting damage. *Wear*, **301** (1), 501–507, 2013. [70](#), [79](#)
- [87] Rabinowicz, E. The formation of spherical wear particles. *Wear*, **42** (1), 149–156, 1977. [78](#)
- [88] Hurricks, P. The occurrence of spherical particles in fretting wear. *Wear*, **27** (3), 319–328, 1974. [78](#)

- [89] Guerout, F. M., Fisher, N. J. Steam generator fretting-wear damage: A summary of recent findings. *Transactions of the ASME - Journal of Pressure Vessel Technology*, **121**, 304–310, 1999. [78](#)
- [90] Lee, Y.-H., Kim, H.-K., Kim, H.-D., Park, C.-Y., Kim, I.-S. A comparative study on the fretting wear of steam generator tubes in korean power plants. *Wear*, **255** (7), 1198–1208, 2003. [78](#), [175](#)
- [91] Kayaba, T., Iwabuchi, A. Effect of the hardness of hardened steels and the action of oxides on fretting wear. *Wear*, **66** (1), 27–41, 1981. [79](#)
- [92] Mimura, K., Lim, J.-W., Isshiki, M., Zhu, Y., Jiang, Q. Brief review of oxidation kinetics of copper at 350 °C to 1050 °C. *Metallurgical and materials transactions A*, **37** (4), 1231–1237, 2006. [83](#)
- [93] Marinca, T. F., Chicinaş, I., Isnard, O. Influence of the heat treatment conditions on the formation of $CuFe_2O_4$ from mechanical milled precursors oxides. *Journal of thermal analysis and calorimetry*, **110** (1), 301–307, 2012. [83](#)
- [94] Kato, H. Severe–mild wear transition by supply of oxide particles on sliding surface. *Wear*, **255** (1), 426–429, 2003. [83](#)
- [95] Shi, Z., Sun, Y., Bloyce, A., Bell, T. Unlubricated rolling-sliding wear mechanisms of complex aluminium bronze against steel. *Wear*, **193** (2), 235–241, 1996. [83](#)
- [96] Bethune, B., Waterhouse, R. Adhesion of metal surfaces under fretting conditions II. Unlike metals in contact. *Wear*, **12** (5), 369–374, 1968. [83](#)
- [97] Ramesh, R., Gnanamoorthy, R. Effect of hardness on fretting wear behaviour of structural steel, En 24, against bearing steel, En 31. *Materials & design*, **28** (5), 1447–1452, 2007. [83](#)
- [98] Tang, L., Qian, H., Xie, Y., Jing, Y., Huo, Y. Numerical simulation of fretting wear of heat-transfer tubes in steam generator under random excitation forces. En: Proc. 24th International Conference on Nuclear Engineering. ASME, 2016. [87](#), [205](#), [206](#)
- [99] Fouvry, S., Kapsa, P., Vincent, L. Analysis of sliding behaviour for fretting loadings: Determination of transition criteria. *Wear*, **185** (1-2), 35–46, 1995. [88](#)
- [100] Kharrat, M., Krichen, A., Chateauminois, A. Analysis of the fretting behaviour of a glass/epoxy interface. En: D. e. a. Dowson (ed.) Tribology for Energy Conservation, págs. 379–387. Elsevier Science B.V., 1998. [89](#)

- [101] Elleuch, K., Fouvry, S. Wear analysis of A357 aluminium alloy under fretting. *Wear*, **253**, 662–672, 2002. [89](#), [103](#)
- [102] Dubourg, M. C., Chateauminois, A., Villechaise, B. In situ analysis and modeling of crack initiation and propagation within model fretting contacts using polymer materials. *Tribology International*, **36**, 109–119, 2003. [91](#), [92](#)
- [103] Elleuch, K., Proudhon, H., Meunier, C., Fouvry, S. Development of a contact compliance method to detect the crack propagation under fretting. *Tribology International*, **39**, 1262–1270, 2006. [92](#)
- [104] Kartal, M. E., Mulvihill, D. M., Nowell, D., Hills, D. A. Measurements of pressure and area dependent tangential contact stiffness between rough surfaces using digital image correlation. *Tribology International*, **44**, 1188–1198, 2011. [92](#), [98](#), [106](#), [128](#)
- [105] Phaner-Goutorbe, M., Barthou, C., Porte, L., Vannes, B. Scanning tunneling microscopy study of wear induced by false brinelling on rolling bearings. *Applied Surface Science*, **108**, 45–51, 1997. [93](#), [129](#)
- [106] Leidner, M., Schmidt, H., Myers, M. A numerical method to predict the stick/slip zone of contacting, nonconforming, layered rough surfaces subjected to shear traction. *Proceedings of the 55th IEEE HOLM 2009 Conference on Electrical Contacts*, 2009. [95](#), [161](#)
- [107] Hintikka, J., Lehtovaara, A., Mäntylä, A. Normal displacement in non-coulomb friction conditions during fretting. *Tribology International*, **94**, 633–639, 2016. [96](#), [97](#), [112](#)
- [108] Fouvry, S. Shakedown analysis and fretting wear response under gross slip condition. *Wear*, **251**, 1320–1331, 2001. [97](#), [107](#), [139](#), [197](#)
- [109] Hintikka, J., Lehtovaara, A., Mantyla, A. Fretting-induced friction and wear in large flat-on-flat contact with quenched and tempered steel. *Tribology International*, **92**, 191–202, 2015. [97](#)
- [110] Chen, R., Iwabuchi, A., Shimizu, T. Effects of ambient pressure on fretting friction and wear behavior between SUS 304 steels. *Wear*, **249**, 379–388, 2001. [97](#)
- [111] Bowden, F. P., Tabor, D. The friction and lubrication of solids. Oxford University Press, 2001. [97](#), [112](#), [128](#), [131](#)

- [112] Everitt, N. M., Ding, J., Bandak, G., Shipway, P. H., Leen, S., Williams, E. J. Characterisation of fretting-induced wear debris for Ti-6Al-4V. *Wear*, **267**, 283–291, 2009. [103](#)
- [113] Rybiak, R., Fouvry, S., Bonnet, B. Fretting wear of stainless steels under variable temperature conditions: Introduction of a composite wear law. *Wear*, **268**, 413–423, 2010. [103](#)
- [114] Fouvry, S., Duó, P., Perruchaut, P. A quantitative approach of Ti-6Al-4V fretting damage: friction, wear and crack nucleation. *Wear*, **257**, 916–929, 2004. [103](#), [138](#), [164](#), [181](#)
- [115] Colombie, C., Berthier, Y., Floquet, A., Vincent, L., Godet, M. Fretting: load carrying capacity of wear debris. *Journal of tribology*, **106** (2), 194–201, 1984. [104](#), [138](#)
- [116] Ramalho, A. Effects of the dynamic response of fretting devices on test results. *Tribotest*, **9**, 3–11, 2002. [106](#)
- [117] Kim, D., Lee, Y. Experimental investigation on sliding and fretting wear of steam generator tube materials. *Wear*, **250**, 673–680, 2001. [112](#)
- [118] Bushan, B. Introduction to Tribology. John Wiley and Sons, 2009. [112](#)
- [119] Fouvry, S., Kapsa, P., Vincent, L. Fretting-wear and fretting-fatigue: Relation through a mapping concept. En: D. W. Hoepfner, V. Chandrasekaran, C. B. Elliott (eds.) STP 1367 - Fretting Fatigue: Current Technology and Practices, págs. 49–73. ASTM International, 2000. [117](#)
- [120] Zhang, X.-Y., Liu, J.-H., Cai, Z.-B., Peng, J.-F., Zhu, M.-H., Ren, P.-D. Experimental study of the fretting wear behavior of Incoloy 800 alloy at high temperature. *Tribology Transactions*, págs. 1–10, 2017. [117](#)
- [121] Li, J., Ma, M., Lu, Y. H., Xin, L. Evolution of wear damage in Inconel 600 alloy due to fretting against type 304 Stainless Steel. *Wear*, **346**, 15–21, 2016. [117](#)
- [122] Nieto Castro, A. E., Claramonte, S., Soria, S. R. Estudios de fisuración por fretting en tubos de Inconel 690. *6º Encuentro de Jóvenes Investigadores en Ciencia y Tecnología de Materiales*, 2017. [117](#)
- [123] Zhu, M. H., Zhou, Z. R. On the mechanisms of various fretting wear modes. *Tribology International*, **44**, 1378–1388, 2011. [117](#), [118](#), [149](#)

- [124] Park, C. Steam generator management program: PWR steam generator tube wear Alloy 690/supports and Alloy 690/foreign objects. *California: EPRI*, 2007. [121](#), [122](#)
- [125] Yun, J. Y., Park, M. C., Shin, G. S., Heo, J. H., Kim, D. I., Kim, S. J. Effects of amplitude and frequency on the wear mode change of Inconel 690 SG tube mated with SUS 409. *Wear*, **313** (1), 83–88, 2014. [122](#)
- [126] Lee, Y.-H., Kim, I.-S., Kang, S.-S., Chung, H.-D. A study on wear coefficients and mechanisms of steam generator tube materials. *Wear*, **250** (1), 718–725, 2001. [122](#)
- [127] Blau, P. Lessons learned from the test-to-test variability of different types of wear data. *Wear*, 2016. [121](#), [154](#), [159](#)
- [128] ASTM. A new fretting test method - interlaboratory tests. *Wear News*, **9** (4), 2011. [121](#), [159](#)
- [129] Goh, C.-H., McDowell, D., Neu, R. Characteristics of plastic deformation field in polycrystalline fretting contacts. *International journal of fatigue*, **25** (9), 1047–1058, 2003. [132](#)
- [130] Xin, L., Yang, B., Li, J., Lu, Y., Shoji, T. Microstructural characteristics of Alloy 690TT subjected to fretting corrosion in high temperature water. *Corrosion Science*, **123**, 116–128, 2017. [146](#), [174](#)
- [131] Matsumoto, R., Harada, S., Utsunomiya, H. Influence of oxide scale formed on chrome steel surface in steam atmosphere on deformation behavior of chrome steel in hot ring compression. *ISIJ International*, **55** (8), 1711–1720, 2015. [148](#)
- [132] Fouvry, S., Kapsa, P., Vincent, L., Van, K. D. Theoretical analysis of fatigue cracking under dry friction for fretting loading conditions. *Wear*, **195** (1-2), 21–34, 1996. [149](#)
- [133] Zhang, H., Lu, Y., Ma, M., Li, J. Effect of precipitated carbides on the fretting wear behavior of Inconel 600 alloy. *Wear*, **315** (1), 58–67, 2014. [156](#)
- [134] Bill, R. C. Review of factors that influence fretting wear. En: S. R. Brown (ed.) STP 780 - Materials evaluation under fretting conditions, págs. 165–181. ASTM International, 1982. [163](#)
- [135] Mi, X., Cai, Z., Xiong, X., Qian, H., Tang, L., Xie, Y., *et al.* Investigation on fretting wear behavior of 690 Alloy in water under various temperatures. *Tribology International*, **100**, 400–409, 2016. [166](#)

- [136] Guo, H., Ren, P., Zhang, X., Chen, G., Ye, Y. Fretting wear behavior of NC30Fe in distilled water and hydrazine solution. *En: Proc. 21st International Conference on Nuclear Engineering*. ASME, 2013. [166](#)
- [137] Salgado, M. d. F., Sabioni, A. C. S., Huntz, A.-M., Rossi, É. H. High temperature oxidation behavior of the AISI 430A and AISI 430E stainless steels in $Ar/H_2/H_2O$ atmosphere. *Materials Research*, **11** (2), 227–232, 2008. [168](#)
- [138] Jeon, S.-H., Song, G.-D., Hur, D. H. Galvanic corrosion between alloy 690 and magnetite in alkaline aqueous solutions. *Metals*, **5** (4), 2372–2382, 2015. [169](#)
- [139] Geringer, J., Forest, B., Combrade, P. Fretting-corrosion of materials used as orthopaedic implants. *Wear*, **259** (7), 943–951, 2005. [169](#)
- [140] Leonard, B. D., Sadeghi, F., Shinde, S., Mittelbach, M. A novel modular fretting wear test rig. *Wear*, **274-275**, 313–325, 2012. [170](#), [199](#), [200](#)
- [141] Leonard, B., Sadeghi, F., Cipra, R. Gaseous cavitation and wear in lubricated fretting contacts. *Tribology Transactions*, **51** (3), 351–360, 2008. [170](#)
- [142] Hong, J.-K., Kim, I.-S., Park, C.-Y., Kim, E.-S. Microstructural effects on the fretting wear of Inconel 690 steam generator tube. *Wear*, **259** (1), 349–355, 2005. [175](#)
- [143] NRC. TSTF-449 - Revision 4: Steam generator tube integrity. *Technical Specification Task Force Traveler*, 2005. [186](#)
- [144] Park, Y. W., Sankara Narayanan, T. S. N., Lee, K. Y. Fretting corrosion of tin-plated contacts: Evaluation of surface characteristics. *Tribology International*, **40**, 548–559, 2007. [197](#), [198](#)
- [145] Ramesh, R., Gnanamoorthy, R. Development of a fretting wear test rig and preliminary studies for understanding the fretting wear properties of steels. *Materials and Design*, **27**, 141–146, 2006. [197](#)
- [146] Martins, L. H. L., Rossino, L. S., Bose Filho, W. W., Araújo, J. A. Detailed design of fretting fatigue apparatus and tests on 7050-T7451 Al alloy. *Tribology*, **2**, 39–49, 2008. [197](#), [198](#)
- [147] Baxmann, M., Jauch, S. Y., Schilling, C., Blömer, W., Grupp, T., Morlock, M. M. The influence of contact conditions and micromotions on the fretting behavior of modular titanium alloy taper connections. *Medical Engineering & Physics*, **35**, 676–683, 2013. [197](#), [199](#)

-
- [148] Marui, E., Endo, H., Hasegawa, N., Mizuno, N. Prototype fretting wear testing machine and some experimental results. *Wear*, **214**, 221–229, 1998. [197](#)
- [149] Jedrzejczyk, P., Fouvry, S., Chalandon, P. A fast methodology to quantify electrical-contact behaviour under fretting loading conditions. *Wear*, **267**, 1731–1740, 2009. [199](#)
- [150] Vingsbo, O., Schön, J. Giant-magnetostrictive vibrator system for fretting testing at low amplitudes. *Wear*, **162-164**, 1129–1138, 1993. [199](#)

Publicaciones asociadas

1. S.R. Soria, A. Tolley, A. Yawny, *Characterization of damage and triboparticles resulting from fretting of Incoloy 800 steam generator tubes against different materials*. Wear 390-391 (2017) 198-208.
2. S.R. Soria, A. Tolley, A. Yawny, *A study of debris and wear damage resulting from fretting of Incoloy 800 steam generator tubes against AISI Type 304 stainless steel*, Wear 368-369 (2016) 219-229.
3. S.R. Soria, J.P. Balbiani, M. Bergant, A. Tolley, A. Yawny, *Fretting damage in Incoloy 800 tubes against different support materials*, Procedia Materials Science 9 (2015) 538-547.

Agradecimientos

Primero quiero agradecer a Alejandro y Alfi, mis directores, por el apoyo y la paciencia que me han tenido, por aguantar a este estudiante, tal vez un poco pesado a veces.

A la gente de la División Física de Metales y del Edificio de Materiales, con los que hemos compartido más de un mate, café ó asado, donde siempre ha sido un gusto poder compartir con ellos.

Durante el desarrollo de la tesis uno necesita de el uso de equipos y la fabricación de piezas. Hay mucha gente que mantiene eso funcionando, así que mil gracias a todos los técnicos, tanto de Materiales como de Tornería y el taller de Investigación Aplicada. Espero no olvidarme de nadie, así que muchas gracias a Adriano, Pablo, Jorge, Milton, el Popi (que en paz descanse), Pablo, Carlitos, Rolo, Claudia, Facu, Raul, Fredi, Carlos, Ernesto, Paula, Manu...

Muchas veces el doctorado tiene etapas traumáticas (según Ph.D Comic) y siempre hay gente que te escucha cuando haces catarsis y podes desconectarte de las preocupaciones un rato. Cuando venís de afuera, paras en el Pabellón 6, donde todos somos de afuera. Estas personas fueron mi familia por un par de años, muchos hoy siguen siendo mis grandes amigos. Así mismo, llegue hace mucho a la Oficina 514, la oficina de Becarios, por donde he visto pasar muchos compañeros y amigos. Muchas gracias a todos ellos, mis compañeros y amigos, por estar.

A Mili, mi correntinita ivotí, por tu paciencia y tu amor, por aguantarme cuando ando rayado, por simplemente hacerme feliz.

Mi padre termino apenas la secundaria y mi madre la primaria. Sin embargo, siempre nos impulsaron a estudiar. Así, mi hermano y yo, llegamos a recibirnos de ingenieros, y hoy estoy terminando esta tesis. Gracias mi familia, por preocuparse siempre por mí, estar atentos a mis situaciones y hacerme sentir que las distancias no existen cuando hay cariño.

Finalmente, quiero agradecer a las instituciones que me brindaron la oportunidad de realizar este trabajo, al Instituto Balseiro y la Universidad Nacional de Cuyo, a la Comisión Nacional de Energía Atómica y al CONICET. Muy especialmente, quiero agradecer a la educación publica y gratuita de Argentina, si no existiera, este texto no habría llegado existir.

